(19) 日本国特許庁(JP)

(12) 公 開 特 許 公 報(A)

(11)特許出願公開番号

特開2004-84019 (P2004-84019A)

(43) 公開日 平成16年3月18日(2004.3.18)

(51) Int.C1. ⁷	FΙ		テーマコード (参考)
C22C 38/00	C 2 2 C 38/00	301A	4KO32
C21D 8/02	C 2 1 D 8/02	В	
C22C 38/12	C 2 2 C 38/12		
C22C 38/58	C 2 2 C 38/58		

審査請求 未請求 請求項の数 6 OL (全 13 頁)

(21) 出願番号 (22) 出願日	特願2002-247589 (P2002-247589) 平成14年8月27日 (2002. 8. 27)	(71) 出願人	000001258 JFEスチール株式会社
			東京都千代田区内幸町二丁目2番3号
		(74) 代理人	100099531
			弁理士 小林 英一
		(72) 発明者	林 透
			岡山県倉敷市水島川崎通1丁目 (番地なし
) 川崎製鉄株式会社水島製鉄所内
		(72) 発明者	星野 俊幸
		ĺ	岡山県倉敷市水島川崎通1丁目(番地なし
) 川崎製鉄株式会社水島製鉄所内
		(72) 発明者	天野 虔一
			岡山県倉敷市水島川崎通1丁目(番地なし
) 川崎製鉄株式会社水島製鉄所内
			最終頁に続く

(54) 【発明の名称】 980MPa超級非調質厚鋼板およびその製造方法

(57)【要約】

【課 題】高強度、高靭性の非調質厚鋼板およびその製造方法を提案する。

「解決手段】 C:0.005 ~0.025 %、Si:0.05 ~0.5 %、Mn:1.5 ~3.0 %、Nb:0.005 ~0.08%、B:0.0003 ~0.00 50%を含有する組成を有する鋼素材を、オーステナイト再結晶域における累積圧下率を30%以上、オーステナイト未再結晶域における累積圧下率を30%以上とし、 Ar_3 変態点以上で圧延を終了する熱間圧延を施したのち、20% S 以上の冷却速度で冷却する。これにより、島状マルテンサイトを抑制し、面積率で90% 以上のベイニティックフェライト相を含む組織となり、引張強さ:980 MPa 超え、破面遷移温度 VTrs:-20% 以下の高強度高靭性の厚鋼板となる。なお、さらに、Cu 、Ni 、Cr 、Ti 、V 、Mo のうち1種または2種以上、および/または、Ca 、REM のうち1種または2種を含有してもよい。

【選択図】

なし

 $Si:0.05\sim0.5$

【特許請求の範囲】

【請求項1】

mass%で、

 $C: 0. 005 \sim 0. 025 \%$

% .

 $M n : 1. 5 \sim 3. 0 \%$

 $Nb: 0.005 \sim 0$

. 08%、

B: 0. 0003~0. 0050%

を含有し、残部はFeおよび不可避的不純物からなる組成と、面積率で90%以上のベイニティックフェライト相を含む組織を有し、引張強さ:980MPa超え、破面遷移温度vTrs:-20℃以下を有することを特徴とする高強度高靭性非調質厚鋼板。

10

【請求項2】

前記組成に加えてさらに、masss%で、Cu:0.05~2.0~%、Ni:0.05~2.0~%、Ni:0.05~2.0~%、V:0.003~0.050~%、V:0.003~0.080~%、V:0.003~0.080~%、V:0.003~0.080~%、V:0.003~0.080~%、V:0.003~0.080~%0.003~0.0030%、V:0.003~0.003~00.0030%、V:0.003~00.0030%、V:0.003~00.003~0.0030% V:0.003~00.003~0.0030% V:0.003~00.003~0

【請求項3】

前記組成に加えてさらに、mass%で、Al:0.01~0.08%を含有する組成とすることを特徴とする請求項1または2に記載の高強度高靭性非調質厚鋼板。

【請求項4】

mass%で、

C: 0. 0 0 5 \sim 0. 0 2 5 %, Si: 0. 0 5 \sim 0. 5 %, Mn: 1. 5 \sim 3. 0 %, Nb: 0. 0 0 5 \sim 0. 0 8 %,

B: 0. 0003 \sim 0. 0050%

を含有する組成を有する鋼素材を、1100℃~1350℃に加熱した後、950~1250℃の温度域における累積圧下率を30%以上、950℃未満Ar₃変態点以上の温度域における累積圧下率を30%以上、圧延終了温度をAr₃ 変態点以上とする熱間圧延を施し、熱間圧延終了後、冷却速度:20℃/s以上で冷却することを特徴とする引張強さ:980MPa超え、破面遷移温度vTrs:-20℃以下を有する高強度高靭性非調質厚鋼板の製造方法。

30

【請求項5】

前記組成に加えてさらに、mass %で、Cu:0.05~2.0%、Ni:0.05~2.0%、Ni:0.05~2.0%、Vi:0.003~0.050%、Vi:0.003~0.080%、Vi:0.003~0.080%、Vi:0.003~0.080%、Vi:0.003~0.080%、Vi:0.003~0.080%、Vi:0.003~0.080%、Vi:0.003~0.080%、Vi:0.003~0.003%、Vi:0.003~0.003%、Vi:0.003~0.003%、Vi:0.003~0.003% Vi:0.003% Vi:0.00

【請求項6】

40

前記組成に加えてさらに、mass%で、Al:0.01~0.08%を含有する組成とすることを特徴とする請求項4または5に記載の高強度高靭性非調質厚鋼板の製造方法。 【発明の詳細な説明】

[0001]

【発明の属する技術分野】

本発明は、非調質厚鋼板に係り、とくに造船、橋梁、建設機械、産業機械、ペンストック等に用いて好適な、980MPa超の引張強さと高靭性を有する980MPa超級非調質厚鋼板に関する。

[0002]

【従来の技術】

従来、引張強さ(TS)980MPa級以上の厚鋼板は、高強度と高靱性をバランス良く確保するため、調質処理を施されて製造されていた。調質処理は、高強度で高靱性の優れた特性を有する製品を安定して製造できるという利点はあるが、調質処理を施された鋼板は、圧延のままの非調質鋼板と比較して、長い製造期間を要するうえ、980MPaを超える高強度を確保するために合金元素を多量に添加していた。このため、耐溶接割れ性が低下し、溶接時に50℃以上の予熱を行う必要があるという問題があった。

[0003]

このような問題に対し、調質処理を行なうことなく、非調質(圧延まま)で高強度厚鋼板を製造しようとする試みがある。例えば、特開平6-93332号公報には、適正組成を有する鋼素材に制御圧延と加速冷却とを組み合わせて施し、組織をベイナイト主体の組織とするとともに、加速冷却途中の、580 ~450 ℃の温度域で等温保持あるいは該温度域を0.5 ℃/s以下の冷却速度で徐冷して、組織中の島状マルテンサイトを分解し、優れた溶接性と優れた低温靭性を有する厚鋼板とする非調質厚鋼板の製造方法が記載されている。

[0004]

しかし、この特開平6-93332号公報に記載された方法では、制御圧延一加速冷却で 導入された転位が、等温保持あるいは徐冷中に回復するため、溶接性には優れるが、98 0MPa以上の引張強さを確保することが困難となるという問題があった。

また、例えば、特開平10-152749 号公報、特開平11-71640号公報には、引張強さ:980MPa以上の高強度を有する厚鋼板を非調質で製造する方法が記載されている。特開平10-152749 号公報、特開平11-71640号公報に記載された技術では、靱性向上を目的として極低炭素化した組成としたうえで、冷却途中あるいは冷却後にTiNあるいはV(C、N)を析出させて、強度増加を図っている。しかし、析出強化を利用した強化方法は、母材靱性の劣化が著しいため、機械構造部品などの靱性要求が比較的厳しくない場合は適用可能であるが、厚鋼板におけるように厳しい靱性要求がある場合には、問題を残していた。

[0005]

【発明が解決しようとする課題】

本発明は、上記した従来技術の問題を解決し、非調質で、引張強さ:980MPa超級の高強度と、シャルピー衝撃試験における破面遷移温度 v T r s が − 20 ℃以下という高靭性と、を有する高強度高靭性非調質厚鋼板およびその製造方法を提案することを目的とする。なお、本発明でいう「厚鋼板」とは板厚6mm以上の鋼板をいうものとする。

[0006]

【課題を解決するための手段】

本発明者らは、上記した課題を達成するために、TS:980MPa超の非調質高強度鋼板の靭性に及ぼす組織の影響について鋭意検討した。その結果、合金元素を多量含有することなく、TS:980MPa超の高強度で、vTrsが-20℃以下という高靭性を確保するためには、硬質の島状マルテンサイトの生成を抑制するとともに、面積率で90%以上のベイニティックフェライト相を含む組織とすることが肝要であることを見出した。

[0007]

島状マルテンサイトは、非常に硬い組織であるため、母相と島状マルテンサイトとの界面が剥離しやすく、ここが破壊の起点となり、靭性が低下しやすい。したがって、厚鋼板で高靭性を確保するためには、島状マルテンサイトの生成を抑制することが肝要となる。島状マルテンサイトの生成には、変態時にベイニティックフェライト中に固溶できないC(炭素)がオーステナイト(未変態)中に吐き出されること、および冷却速度が速くマルテンサイト変態開始温度(Ms点)以下に冷却されること、が必要となる。

[0008]

島状マルテンサイトの生成を抑制するためには、熱間圧延後の冷却速度を遅くし、未変態 オーステナイトをマルテンサイト変態させないことが、まず考えられる。しかし、熱間圧 延後の冷却速度を遅くすることは、強度の低下を生じるため、合金元素を増量し、所定の

50

40

30

高強度を確保する必要があるが、溶接性が劣化することになる。

[0009]

そこで、本発明者らは島状マルテンサイトの生成を抑制するために、更なる検討を行った。その結果、熱間圧延後の冷却速度を高い冷却速度に維持したままで島状マルテンサイトの生成を抑制するには C 含有量をフェライトの固溶限内である 0.02 mass %以下とするあるいはわずかな島状マルテンサイト生成は許容範囲であるため C を 0.025 mass %以下とする、すなわち極低炭素系とすることが、効果的であることに想到した。なお、このような場合には、生成する組織は、面積率で 90%以上がベイニティックフェライトと称されるベイナイト組織となる。

[0010]

本発明でいう「ベイニティックフェライト」とは、ラスはあるが、炭化物はない東状組織(ただし初期オーステナイト粒界が残存する)(Sheaf-like with laths but no carbide:conserving the priory - gain boundary)(鋼のベイナイト写真集-I:日本鉄鋼協会ベイナイト調査研究部会、(1992)4)をいうものとする。

[0011]

本発明は、上記した知見に基づき、さらに検討を加えて完成されたものである。すなわち 、本発明の要旨は次のとおりである。

(1) mass%で、C:O.OO5 ~O.O25 %、Si:O.O5~O.5 % Mn:1.5 ~3.0 %、Nb:O.O05 ~O.O8%、B:O.OO03~O.O50%を含有し、残部はFeおよび不可避的不純物からなる組成と、面積率で、90%以上のベイニティックフェライト相を含む組織を有し、引張強さ:980MPa超え、破面遷移温度vTrs:-20℃以下を有することを特徴とする高強度高靭性非調質厚鋼板。

(2) (1) において、前記組成に加えてさらに、mass%で、Cu:0.05~2.0%、Ni:0.05~2.0%、Cr:0.05~2.0%、Ti:0.003~0.050%、V:0.003~0.080%、Mo:0.05~1.00%のうちから選ばれた1種または2種以上、および/またはCa:0.0003~0.003~0.003~0.010%のうちから選ばれた1種又は2種を含有する組成とすることを特徴とする高強度高靭性非調質厚鋼板。

(3) (1) または (2) において、前記組成に加えてさらに、mass%で、Al: 0.01~0.08%を含有する組成とすることを特徴とする高強度高靭性非調質厚鋼板。 (4) mass%で、C: 0.05 ~0.025 %、Si: 0.05~0.5 %、Mn: 1.5 ~3.0 %、Nb: 0.005 ~0.08%、B: 0.0003~0.0050%を含有する組成を有する鋼素材を、1100 $^{\circ}$ $^{\circ}$

(5) (4) において、前記組成に加えてさらに、mass%で、Cu:0.05~2.0%、Ni:0.05~2.0%、Cr:0.05~2.0%、Ti:0.003~0.050%、V:0.003~0.080%、Mo:0.05~1.00%のうちから選ばれた1種または2種以上および/またはCa:0.0003~0.003~0.003~0%、REM:0.0003~0.010%のうちから選ばれた1種または2種を含有する組成とすることを特徴とする高強度高靭性非調質厚鋼板の製造方法。

(6) (4) または (5) において、前記組成に加えてさらに、mass%で、Al:0.01~0.08%を含有する組成とすることを特徴とする高強度高靭性非調質厚鋼板の製造方法。

[0012]

50

40

30

【発明の実施の形態】

まず、本発明の厚鋼板の組成限定理由について説明する。以下、組成におけるmass%は単に%と記す。

 $C: 0.005 \sim 0.025 \%$

Cは、鋼の強度を増加させる元素であり、本発明では所定の強度を確保するために 0.05%以上の含有を必要とするが、 0.025%を超えると島状マルテンサイトの生成が顕著となり、靱性が劣化する。このため、 Cは 0.005~0.025%に限定した。なお、好ましくはフェライト固溶限内である 0.020%以下である。

[0013]

 $Si:0.05\sim0.5\%$

Siは、脱酸剤として作用する元素であり、本発明では製鋼上 0.05%以上の含有を必要とするが、0.5%の範囲に限定した。なお、好ましくは、0.2%0.4%である。

 $Mn: 1.5 \sim 3.0 \%$

Mnは、鋼の強度を増加させる元素であり、母材の引張強さを980MPa超えとするため、および組織をベイニティックフェライト組織とするために、1.5 %以上の含有を必要とする。一方、3.0 %を超える含有は、溶接部の靱性を著しく劣化させる。このようなことから、Mnは1.5 ~3.0 %の範囲に限定した。なお、好ましくは1.5 ~2.2 %である。

[0014]

 $Nb: 0.005 \sim 0.08\%$

N b は、組織をベイニティックフェライトとする作用を有し、このために 0.05% 以上の含有を必要とする。一方、 0.08% を超えて含有すると、溶接熱影響部の钢性が劣化する。このため、 N b は 0.005% ~ 0.08% の範囲に限定した。なお、好ましくは 0.015% ~ 0.035% である。

[0015]

 $B : 0 . 0 0 0 3 \sim 0 . 0 0 5 0 \%$

Bは、ベイナイト変態開始温度を低下させて、鋼の高強度化に寄与する元素である。このような効果を得るために 0.003%以上の含有を必要とするが、一方、 0.0050%を超えて含有すると、鋼が著しく硬化して靱性の劣化を招く怖れがある。このため、 Bは 0.003~0.0050%の範囲に限定した。なお、好ましくは 0.0010~0.0025%である。

[0016]

以上が基本成分であるが、これら成分に加えてさらに、下記成分を選択して含有することができる。

Cu: 0. 05~2. 0 %、Ni: 0. 05~2. 0 %、Cr: 0. 05~2. 0 %、Ti: 0. 003 ~0. 050 %、V: 0. 003 ~0. 080 %、Mo: 0. 05~1. 00%のうちから選ばれた1種または2種以上

Cu、Ni、Cr、Ti、V、Moは、いずれも、鋼の強度上昇に寄与する元素であり、必要に応じ単独あるいは複合して含有できる。

[0017]

Cuは、固溶強化および析出強化により鋼の強度を上昇させる有効な元素である。本発明では含有する場合、 O . O 5%以上含有することが好ましいが、 2 . O %を超えて含有すると、钢性が劣化する。このため、 Cuは O . O 5~ 2 . O %に限定することが好ましい。

Niは、母材靱性を保ちつつ強度を増加できる有効な元素である。本発明では含有する場合、 0. 05%以上含有することが好ましいが、 2. 0 %を超えて含有しても効果が飽和し、含有量に見合う効果が期待できなくなり、コスト的に不利となる。このため、Niは 0. 05~2.0 %の範囲に限定することが好ましい。

[0018]

50

40

10

20

Crは、鋼の強度を上昇させる有効な元素であり、またベイナイト変態開始温度を低下させベイニティックフェライト組織の生成を促進させる作用も有している。本発明では含有する場合、このような効果を得るために 0.05%以上含有することが好ましいが、 2.0%を超えて含有すると靱性が劣化する。このため、 Crは 0.05~2.0%の範囲に限定することが好ましい。

[0019]

Tiは、Ti(CN)として析出強化により強度を上昇させる元素であり、また、初期オーステナイト粒径を微細化し靱性の向上にも有効に作用する。本発明では含有する場合、このような効果を得るために 0.003 %以上含有することが好ましい。 一方、0.050 %を超えて含有すると、Ti(CN)粒子が粗大化し、所望の効果が得られなくなる。このようなことから、Tiは 0.003 ~ 0.050 %の範囲に限定することが好ましい。

[0020]

Vは、V(CN)として析出強化により強度上昇に有利に作用する元素であり、このような効果を得るためには O. OO3 %以上含有することが好ましい。一方、O. O8O %を超えて含有すると、靱性が低下する。このため、VはO. OO3 ~O. O8O %の範囲に限定することが好ましい。

Moは、鋼の強度を増加させる元素であり、母材の高強度化に有効に作用する。本発明では含有する場合、このような効果を得るために、0.05%以上含有することが好ましい。一方、1.00%を超える含有は、靱性に悪影響を与える。このため、Moは0.05~1.00%の範囲に限定することが好ましい。

[0021]

本発明では、上記した成分に加えて、さらに、Ca:0.0003~0.0030%、REM:0.0003~0.010 %のうちから選ばれた1種または2種を含有できる

Ca、REM は、いずれも介在物の形態制御を介して溶接熱影響部(HAZ) 靱性を向上させる作用を有している。

Caは、0.0003%以上の含有で、介在物の形態制御によりS, Oとのバランスを適切に選択することでHAZ 靱性を向上させる。一方、0.0030%を超えて含有しても、その効果が飽和する。このため、Caは0.0003~0.0030%の範囲に限定することが好ましい。

[0022]

REM は、REM (O, S)を形成してHAZ 靱性を向上させる。このような効果は、O. OOO3%以上の含有で認められるが、O. OIO %を超えて含有しても、その効果が飽和する。このため、REM はO. OOO3~O. OIO %に限定することが好ましい。

本発明では、上記した成分に加えて、さらに、 A 1:0.01~0.08%を含有できる。 A 1 で脱酸せず、 S i および M n で脱酸すると大入熱溶接を行った場合の H A Z 靱性が良好となるため、必ずしも A 1 の含有は必要としない。

[0023]

A 1 は、脱酸剤として作用し、このためには 0. 0 1 %以上含有することが好ましいが、0. 0 8 %を超えて含有すると、母材の靱性を低下させるとともに、溶接金属部への希釈によって溶接金属部の靱性を劣化させる。このため、A 1 は 0. 0 1 ~ 0. 0 8 %の範囲に限定することが好ましい。なお、より好ましくは、0. 0 2 ~ 0. 0 4 %である。

[0024]

なお、上記した組成範囲としたうえで、さらに溶接性の観点から Pcm値を 0.25%以下とすることが好ましい。 Pcm値は次(1)式

Pcm = C + 1/30Si + 1/20Mn + 1/20Cu + 1/60Ni + 1/20Cr + 1/15Mo + 1/10V + 5 B

..... (1)

40

30

ここで、C, Si, Mn, Cu, Ni, Cr, Mo, V, B;各元素の含有量 (mass %)

で定義される値である。

[0025]

ついで、本発明の厚鋼板の組織限定理由について説明する。

本発明では、厚鋼板の組織を、面積率で90%以上のベイニティックフェライト相を含む組織とする。ベイニティックフェライトは剪断変態的に変態が起こるため、組織の粗大化が起こりにくく、高靱性を確保しやすい。なお、ベイニティックフェライト相のパケットサイズは、20 μ m 以下とすることが好ましい。なお、本発明では、グラニュラーベイニティックフェライトの生成を抑制することが好ましい。グラニュラーベイニティックフェライトは、拡散変態が主となり組織の粗大化が起こり、靱性が劣化する。

[0026]

ここでいう「グラニュラーベイニティックフェライト」とは、粒状のベイナイト組織で転位密度の高いサブ組織を有するもの(ただし、ラスがほとんど残らないほど回復している組織(鋼のベイナイト写真集 – I:日本鉄鋼協会ベイナイト調査研究部会、(1992)4.参照)をいう。

ベイニティックフェライト相を主相とする組織にすることにより、非調質でも高強度で高靭性の厚鋼板が得られる。ベイニティックフェライト相が面積率で90%未満では、高強度で高靭性を有する厚鋼板が得にくくなる。また、高靭性を確保するためには、ベイニティックフェライト相のパケットサイズは 20μ m 以下と、微細化することが好ましい。パケットサイズが 20μ m を超えると、粗大組織となるため、高靭性が得にくくなる。【0027】

なお、ベイニティックフェライトのパケットとは、幅 0 . 2 μm 、長さ 1 0 μm 程度のラスと呼ばれる組織が平行に集合した組織を指す。パケットサイズは、光学顕微鏡あるいは走査型電子顕微鏡観察により得たパケット粒径をトレースして画像解析により求めるものとする。

また、島状マルテンサイトは、非常に硬い組織であるため、母相と島状マルテンサイトとの界面が剥離しやすく、ここが破壊の起点となりやすく、靭性を劣化させる。本発明では、厚鋼板の組織中に島状マルテンサイトを生成させないか、あるいは生成しても面積率で2%以下に低減する。

[0028]

本発明では、上記した以外の相については、その種類、含有量をとくに限定しないが、面 積率で8%以下までのグラニュラーベイニティックフェライト相が許容できる。

次に、本発明の厚鋼板の製造方法について説明する。

まず、上記した組成の溶鋼を、転炉等の、通常公知の溶製方法で溶製し、連続鋳造法等の通常公知の鋳造方法で鋼素材(スラブ)とする。

[0029]

ついで、鋼素材を、 $1\ 1\ 0\ 0\sim 1\ 3\ 5\ 0$ \mathbb{C} の温度範囲に加熱し、鋼素材を完全にオーステナイト化する。加熱温度が $1\ 1\ 0\ 0$ \mathbb{C} 未満では、その後の十分な再結晶圧延ができなくなる。一方、加熱温度が $1\ 3\ 5\ 0$ \mathbb{C} を超えると、結晶粒が粗大化するうえ、酸化ロスが顕著となり歩留が低下する。

加熱後、熱間圧延を行うが、本発明の製造方法では、950 ~1250℃の温度域における累積圧下率を30%以上、950 ℃未満~Ar₃変態点の温度域における累積圧下率を30%以上、圧延終了温度をAr₃ 変態点以上とする熱間圧延を施すことが好ましい。

[0030]

本発明では、オーステナイト再結晶温度域である、950 ~1250℃の温度域における累積圧下率が30%以上の圧延を行い、オーステナイトを十分に再結晶させ結晶粒を微細化する。累積圧下率が30%未満では、圧下量が不足して、十分なオーステナイト粒の微細化が達成できない。予め、オーステナイト粒を微細化しておくことが、その後の変態

10

30

50

により生成される組織の微細化に有効であり、最終的に得られる鋼板の钢性を向上させる。さらに、Tiを含有し、TiN の分散が可能な組成とすると、オーステナイト粒の微細化には一層有利となる。

[0031]

ついで、本発明では、オーステナイト未再結晶域である、950 ℃未満 Ar_3 変態点以上の温度域で累積圧下率が30%以上の熱間圧延を行う。オーステナイト未再結晶域で累積圧下率30%以上の圧延を行うことにより、オーステナイト結晶粒界の面積を幾何学的に増大させ、かつ、圧延による歪エネルギーを蓄積させることができる。これにより、オーステナイト粒界およびオーステナイト粒内からのベイナイト変態を促進させる。オーステナイト未再結晶域での強加工と、オーステナイト再結晶域での強加工によるオーステナイト微細化との相乗効果により、生成するベイナイトはパケットサイズが小さいベイナイトとなる。これにより、良好な母材靱性が確保できる。

[0032]

なお、熱間圧延はAr₃変態点以上の圧延終了温度で熱間圧延を終了する。熱間圧延の圧延終了温度がAr₃変態点未満では、フェライトを圧延することになりセパレーションが発生し靱性が極端に低下する。

熱間圧延終了後、鋼板を冷却速度:20 C/s以上で、好ましくは 400 C以下まで冷却する。冷却速度が 20 C/s 未満では、上記した成分範囲の鋼板では強度が低下し、所望の強度を確保できなくなる。このようなことから、980 MPa 以上の引張強さと高靭性、さらには優れた溶接性を兼ね備えるために、圧延終了後の冷却速度は 20 C/s 以上とすることが好ましい。なお、冷却速度の上限はとくに規定しない。なお、強度確保の観点から冷却停止温度は 400 C以下とすることが好ましい。

[0033]

【実施例】

表1に示す組成の溶鋼を転炉で溶製し、連続鋳造法で鋼素材(スラブ:板厚219 ~40mm)とした。これらスラブ(鋼素材)を、表2に示す加熱、圧延、冷却条件で、板厚15~35mmの厚鋼板とした。

得られた厚鋼板について、板厚 1/4 t から引張試験片およびシャルピー衝撃試験片を採取し、引張特性および靱性を調査した。

[0034]

これらの鋼板について、微視組織、引張特性および靱性を調査した。

(1) 微視組織

各鋼板から試験片を採取し、圧延方向に直角な方向(C方向)断面の板厚 1 / 2 t 位置について、光学顕微鏡または走査型電子顕微鏡により組織を撮像し、画像解析装置を用いて、組織種類の同定、および組織分率を測定した。

(2) 引張特性

(3) 靭性

各鋼板の板厚1/4 tから、JIS Z 2202の規定に準拠してVノッチ試験片を採取し、JIS Z 2242の規定に準拠して、シャルピー衝撃試験を実施し、破面遷移温度vTrsを求めた。

[0035]

得られた結果を、表3に示す。

[0036]

【表 1 】

20

30

40

10

1/5/2006, EAST Version: 2.0.1.4

	Т	$\overline{}$	-:-	$\overline{}$	$\overline{}$	1		_	$\overline{}$	_	_	Т-	_			_		_	1		_		,		-
	Pcm	9. 19	0. 18	2	2, 0	0.22	0.25	0.24	0.25	0.24	0.21	0.24	0.21	0.22	0. 23	0.23	0.21	0.23	0.19	0.31	0.24	0.25	0.24		
	REM							0.006				1	0.006				1	0.004	1				 - 		-
	Ca			i			1	0.002			0.002			1	1				0.002	i		1	i	 	-
	. ₩				0.40		0.49	0.48	0.55	0.46		0.44		0.49	0.44	0.43	0.20	0.31	0.49	0.31	0.38	0.38	0.38	0.38	
	>														0.015	0.040					0.040	0.040	0.040	0.040	-
(% s s	Ë				0.013	0.011	0.011	0.005	0.010		0.011	0.011	0.012	0.013	1	0.012	0.011	0.012	0.013	0.012	0.012	0.012	0.012	0.012	-
(ma	5				0.51	0.51	0.49	0.51	0.48	0.51	0.50	0.53	0.53	0.48	0.50	0.50	0.52	0.52	0.50	0.51	0.47	0.47	0.47	0.47	
	ž	!			0.85	0.97	0.79			0.77	0.84	0.65	0.76	1. 22	0.59	0.64	0.75	08.0	0.55	0.92	0.99	0.99	0.99	0.99	-
#	Cu				0.3	0.56	0.68	0.67	0.46	0.63	0.55	0.52	0.60	0.25	0.68	0.65	0.66	0.47	0.46	0.52	0.67	0.67	0.67	0.67	
致	- A				0.034	0.039		0.032	0.037	0.032	0.034	0.039	0.034	0.033	0.034	0.033	0.039	0.033	0.037	0.032	0.035	0.035	0.035	0.035	01-28
孙	8	0.0030	0.0033	0.0041	0.0020	0.0019	0.0024	0.0018	0.0018	0.0019	0.0025	0.0021	0.0019	0.0023	0.0025	0.0020	0.0018	0.0023	0.0019	0.0022	0.0022	0.0022		0.0100	No/15+V/
Æ	NP	0.072	0.055	0.046	0.040	0.045	0.042	0.048	0.047	0.040	0.049	0.040	0.036	0.044	0.042	0.046	0.043	0.049	0.038	0.049	0.004	0.105	0.037	0.048)+Cr/20+
	S	0.0010	0.0020	0.0020	0.0015	0.0020	0.0016	0.0015	0.0017	0.0015	0.0017	0.0016	0.0017	0.0016	0.0017	0.0016	0.0017	0.0018	0.0021	0.0017	0.0015	0.0015	0.0015	0.0015	+Cu/20+Ni/60+Cr/20+Mo/15+V/10+5B
	۵	0.01	0.01	0.01	0.009	0.010	0.008	0.010	0.011	0.011	0.010		0.00	0.011	0.011	0.011	0.008	=	9	9	0.010	의	0.010	0.010	An/20+Cu,
<u>[</u>	Mu	2.80	2.80	2.90	2.27	2.21	2. 10	2.21	2. 50	2. 11	1.95	2. 11	2. 15	1.80	1. 79	1.89	1.93	1.83	SI	3. 53	2.01	2. 11	2. 12	1. 98	Pcm=C+Si/30+Mn/20
	:z	0.42	0.38	0.38	0. 23	0.26	0.21	0.29	0.28		-	0.26	0. 23	0. 28	0.25	0.25	0.29	0.23	0.23	0. 29	28		0.25	0.28	Pom=C→
	U	0.020	0.020	0.020	0.021	0.018	0.017	0.020	0.024	0.016	0.020	0.019	0.017	0.015	0.017	0.015	0.003	0.040	0.020	0.021	0.012		0.019	0.020	
ころ		4	80	ပ	۵	ш	L	ပ	Ξ	=1	-	×	_	Σ	z	\dashv	\dashv	0	œ	S	-	-	>	≥	

【 0 0 3 7 】 【表 2 】

鋼板 No.	駉No.	Ar,変態 点	スラブ厚		熱間田	逐件		田延	板厚	
				加熱温度	950 ~1250 ででの圧下 率	950 ℃未満 Ar, 変態点	田延終 了温度	平均冷却 速度	冷却停止 温度	
		(°C)	(mm)	(°C)	(%)	での圧下率 (%)	(%)	(°C/s)	(°C)	(mm)
1	Α	694	107	1150	30	80	850	40. 0	350	15
2	В	699	100	1150	68	50	800	41.0	370	16
3	С	687	94	1150	68	50	800	38, 0	300	15
4	D	676	219	1150	68	50	800	18, 0	400	35
5	E	676	100	1150	68	50	800	32, 8	320	16
6	F	694	125	1150	68	60	800	35, 5	330	16
7	G	729	100	1150	68	50	800	37,7	270	16
8	н	708	100	1150	68	50	800	35, 0	350	16
9	1	695	100	1150	68	50	800	31.6	340	16
10	J	703	100	1150	68	50	800	37. 0	25	16
11A	κ	701	100	1150	68	50	800	31, 5	250	16
11B			40	1150	<u>20</u>	50	800	29. 5	270	16
11C			100	1150	76	33, 3	800	28, 8	360	16
11D			188	1150	68	50	800	20. 0	330	30
11E			56	1150	68	<u>10</u>	800	33, 2	310	16
11F			100	1150	68	50	800	3.5	220	16
12	L	693	100	1150	68	50	800	32, 2	400	16
13	М	695	114	1150	30	80	800	34. 3	210	16
14	N	728	100	1150	68	50	800	34. 9	350	16
15	0	718	100	1150	68	50	800	34. 1	330	16
16	<u>P</u>	711	100	1150	68	50	800	35, 3	200	16
17	<u>Q</u>	708	100	1150	68	50	800	33, 5	400	16
18	R	767	100	1150	68	50	800	36. 7	350	16
19	<u>s</u>	581	100	1150	68	50	800	31. 9	330	16
20	I	690	100	1150	68	50	800	35, 8	280	16
21	ᄓ	682	100	1150	68	50	800	35, 2	310	16
22	<u>v</u>	681	100	1150	68	50	800	36. 0	390	16
23	<u>w</u>	691	100	1150	68	50	800	34. 9	390	16

10

20

30

40

【0038】 【表3】

額板	類No.	翻		#		引張	初性	協 考		
No.		41=719771511		島状でおテンサイト	YS	TS	ΕI	YR	v T rs	1
		面積率	45.1 541	面積率	1					
		%	μm	(%)	(MPa)	(MPa)	%	%	(37)	
1	Α	100	14	0	898	1082	17	83.0	-30	本発明例
2	В	100	12	0	838	985	20	85.0	-35	本発明例
3	С	100	15	0	862	980	19	88.0	-30	本発明例
4	D	100	10	0	883	1039	17	85.0	-55	本発明例
5	E	100	12	0	948	1083	17	87.6	-40	本発明例
6	F	100	15	0	940	1071	20	87.8	-35	本発明例
7	G	100	14	0	893	1056	18	84. 5	-45	本発明例
8	Н	99.5	14	0.5	903	1056	17	85.5	-45	本発明例
9	1	100	12	0	927	1048	17	88.5	-30	本発明例
10	J	100	10	0	943	1065	17	88.5	-50	本発明例
11A	κ	100	12	0	880	1020	17	86. 2	-40	本発明例
118		100	25	0	874	1014	18	86.2	20	比較例
11C		100	16	0	895	1012	17	88.4	-30	本発明例
110		100	14	0	867	980	17	88.4	-35	本発明例
11E		100	30	0	907	1025	22	88.5	35	比較例
11F		100	10	0	709	828_	20	85.7	-60	比較例
12	L	100	11	0	865	1017	16	85.0	-45	本発明例
13	М	100	10	0	862	1009	17	85.4	-65	本発明例
14	N	100	12	0	894	1006	18	88.9	-50	本発明例
15	0	100	12	0	908	1042	17	87.2	-50	本発明例
16	<u>P</u>	100	12	0	674	768	18	87.8	-55	比較例
17	<u>0</u>	97. 5	15	0	1180	1340	17	88.0	60	比較例
18	<u>R</u>	100	12	0	676	790	19	85.5	-60	比較例
19	<u>s</u>	100	12	0	1106	1301	15	85.0	20	比較例
20	I	100	12	0	728	863	22	84.3	-35	比較例
21	<u>u</u>	100	10	0	1232	1418	15	86.9	40	比較例
22	<u>v</u>	100	11	0	706	831	25	84. 9	-100	比較例
23	w	100	12	0	982	1159	17	84.7	45	比较例

10

20

30

40

[0039]

本発明例はいずれも、面積率で90%以上のベイニティックフェライト組織で、島状マルテンサイトの生成が抑制された組織を有し、980Mpa超えの引張強さと、-20 ℃以下のVTrsとを示し、高強度で高靭性を有する厚鋼板となっている。一方、本発明範囲から、C含有量が低くはずれる比較例(鋼板No.16)は引張強さが98MPa 未満と強度が低く、一方、C含有量が本発明範囲から高く外れる比較例(鋼板No.17)は、島状マルテンサイトが生成し、母材靱性が劣化している。また、Nb含有量が本発明範囲から低く外れる比較例(鋼板No.20)は、引張強さが98MPa 未満と強度が不足し、一方、Nb含有量が本発明範囲から高く外れる比較例(鋼板No.21)は、母

[0040]

【発明の効果】

以上のように、本発明によれば、引張強さTS:980MPa超え級の高強度で、破面遷移温度∨Trs:−20℃以下の高靭性を有する非調質厚鋼板が容易にかつ安定して製造でき、産業上格段の効果を奏する。

フロントページの続き

F ターム(参考) 4K032 AA01 AA02 AA04 AA08 AA11 AA12 AA14 AA15 AA16 AA17 AA19 AA22 AA23 AA24 AA31 AA35 AA36 AA40 BA01 CA02 CA03 CB02 CD03



MACHINE-ASSISTED TRANSLATION (MAT):

(19)【発行国】

(19)[ISSUING COUNTRY]

日本国特許庁(JP)

Japan Patent Office (JP)

(12)【公報種別】

(12)[GAZETTE CATEGORY]

公開特許公報(A)

Laid-open Kokai Patent (A)

(11)【公開番号】

(11)[KOKA! NUMBER]

特

開 Unexamined

Japanese

Patent

2004-84019(P2004-84019A)

2004-84019(P2004-84019A)

(43)【公開日】

(43)[DATE OF FIRST PUBLICATION]

平成 16 年 3 月 18 日(2004.3.18) March 18, Heisei 16 (2004. 3.18)

(54)【発明の名称】

(54)[TITLE OF THE INVENTION]

びその製造方法

980MPa超級非調質厚鋼板およ A 980Mpa over-class untempered thick steel

plate and its manufacturing method

(51)【国際特許分類第7版】

(51)[IPC INT. CL. 7]

C22C 38/00

C22C 38/00

C21D 8/02

C21D 8/02

C22C 38/12

C22C 38/12

C22C 38/58

C22C 38/58

[FI]

[FI]

C22C 38/00

C22C 38/00 301 A

301 A

C21D 8/02

В C21D 8/02 В

C22C 38/12

C22C 38/12

C22C 38/58

C22C 38/58

【審查請求】 未請求

[REQUEST FOR EXAMINATION] No

12/21/2005

1/36 Copyright (C) 2005 The Thomson Corporation.



【請求項の数】 6

[NUMBER OF CLAIMS] 6

【出願形態】 OL

[FORM OF APPLICATION] Electronic

【全頁数】 13

[NUMBER OF PAGES] 13

(21)【出願番号】

(21)[APPLICATION NUMBER]

願 Japanese

Patent

Application

2002-247589(P2002-247589)

2002-247589(P2002-247589)

(22)【出願日】

(22)[DATE OF FILING]

平成 14 年 8 月 27 日(2002.8.27) August 27, Heisei 14 (2002. 8.27)

(71)【出願人】

(71)[PATENTEE/ASSIGNEE]

【識別番号】

[ID CODE]

000001258

000001258

【氏名又は名称】

[NAME OR APPELLATION]

JFEスチール株式会社

JFE steel incorporated company

【住所又は居所】

[ADDRESS OR DOMICILE]

東京都千代田区内幸町二丁目2

番3号

(74)【代理人】

(74)[AGENT]

【識別番号】

[ID CODE]

100099531

100099531

【弁理士】

[PATENT ATTORNEY]

【氏名又は名称】

[NAME OR APPELLATION]

小林 英一

Kobayashi Eiichi



(72)【発明者】

(72)[INVENTOR]

【氏名】 林 透

[NAME OR APPELLATION] Hayashi Toru

【住所又は居所】

[ADDRESS OR DOMICILE]

岡山県倉敷市水島川崎通1丁目 (番地なし) 川崎製鉄株式会

社水島製鉄所内

(72)【発明者】

(72)[INVENTOR]

【氏名】 星野 俊幸

[NAME OR APPELLATION]

Hoshino

Toshiyuki

【住所又は居所】

[ADDRESS OR DOMICILE]

岡山県倉敷市水島川崎通1丁目 (番地なし) 川崎製鉄株式会 社水島製鉄所内

12711202007711

(72)【発明者】

(72)[INVENTOR]

【氏名】 天野 虔一

[NAME OR APPELLATION] Amano Kenichi

【住所又は居所】

[ADDRESS OR DOMICILE]

岡山県倉敷市水島川崎通1丁目 (番地なし) 川崎製鉄株式会 社水島製鉄所内

【テーマコード(参考)】

[THEME CODE (REFERENCE)]

4K032

4K032

【Fターム(参考)】

[F TERM (REFERENCE)]

4K032AA01 4K032AA01 4K032AA02 4K032AA02 4K032AA04 4K032AA04



4K032AA08	4K032AA08	
4K032AA11	4K032AA11	
4K032AA12	4K032AA12	
4K032AA14	4K032AA14	
4K032AA15	4K032AA15	
4K032AA16	4K032AA16	
4K032AA17	4K032AA17	
4K032AA19	4K032AA19	
4K032AA22	4K032AA22	
4K032AA23	4K032AA23	
4K032AA24	4K032AA24	
4K032AA31	4K032AA31	
4K032AA35	4K032AA35	
4K032AA36	4K032AA36	
4K032AA40	4K032AA40	
4K032BA01	4K032BA01	
4K032CA02	4K032CA02	
4K032CA03	4K032CA03	
4K032CB02	4K032CB02	
4K032CD03	4K032CD03	

(57)【要約】

(57)[ABSTRACT OF THE DISCLOSURE]

【課題】

[SUBJECT OF THE INVENTION]

高強度、高靭性の非調質厚鋼板 It proposes a untempered thick steel plate with およびその製造方法を提案する。 high strength and high toughness, and its manufacturing method.

【解決手段】

[PROBLEM TO BE SOLVED]

 $C:0.005 \sim 0.025$ %, Si: To a steel raw material which has the $0.05\sim0.5$ %, Mn:1.5 composition containing C:0.005-0.025%,



 \sim 3. 0 %, Nb:0. 005 \sim 0. を含有する組成を有する鋼素材 ける累積圧下率を30%以上、オ ーステナイト未再結晶域における 累積圧下率を30%以上とし、Ar。 変態点以上で圧延を終了する熱 上の冷却速度で冷却する。これに し、面積率で90%以上のベイニ なり、引張強さ:980MPa超え、 破面遷移温度vTrs:-20℃以下 fracture-transition-temperature の高強度高靭性の厚鋼板となる。 なお、さらに、Cu、Ni、Cr、Ti、 よい。

Si:0.05-0.5%, Mn:1.5-3.0%, Nb:0.005-0.08%, 08%, B:0. $0003\sim0$. 0050% B:0.0003-0.0050%, by setting 30 % or more for an accumulation draft percentage in a austenite を、オーステナイト再結晶域にお recrystallization region, 30 % or more for an accumulation draft percentage in an austenite non-recrystallized region, it performs the hot rolling which completes a rolling above an Ar₃ transformation point. After that, it cools with the 間圧延を施したのち、20℃/s以 cooling rate of 20 degrees C/s or more.

This controls an insular martensite, it becomes より、島状マルテンサイトを抑制 the tissue which contains a 90 % or more bainitic-ferrite phase by an area ratio, it exceeds ティックフェライト相を含む組織と tensile strength:980 Mpa and becomes the thick steel plate with the vTrs:-20 degrees C or less, high strength and high toughness.

V、Moのうち1種または2種以 In addition, furthermore, it can contain 1 type, 2 上、および/または、Ca、REM types or more among Cu, Ni, Cr, Ti, V, and Mo, のうち1種または2種を含有しても and/or 1 or 2 types among Ca and REM.

【選択図】

なし

[SELECTED DRAWINGS]

Absence

【特許請求の範囲】

[CLAIMS]

【請求項 1】

mass%で、

C:0.005 \sim 0.025 Si: 0. $05 \sim 0.5$ %,

Mn:1.5 ~ 3.0 %、

Nb:0. 005 ∼0. 08%、

[CLAIM 1]

A high strength high-toughness untempered % thick steel plate, which has C:0.005-0.025%, Si:0.05-0.5%, mn:1.5-3.0%, Nb: 0.005-0.08%,

B:0. 0003~0. 0050%

B: 0.0003-0.0050% in mass%, its remainder を含有し、残部はFeおよび不可 has the composition which is made up of Fe



張強さ:980MPa超え、破面遷移 strength: 温度vTrs: -20℃以下を有する fracture-transition-temperature ことを特徴とする高強度高靭性非 degrees C or less. 調質厚鋼板。

避的不純物からなる組成と、面積 and a unavoidable impurity, and it has the tissue 率で90%以上のベイニティックフ which contains a 90 % or more bainitic-ferrite ェライト相を含む組織を有し、引 phase by an area ratio, it exceeds tensile 980 Mpa and vTrs:-20

【請求項2】

 \sim 2. 0 %, Ti:0. 003 \sim 0. 0 %、Mo:0.05~1.00%のう Ti:0.003-0.050%, 上、および/またはCa:0.0003 chosen 3~0.010 %のうちから選ばれ た1種又は2種を含有する組成と することを特徴とする請求項1に 記載の高強度高靭性非調質厚鋼 板。

【請求項3】

度高靭性非調質厚鋼板。

【請求項4】

mass%で、

C:0.005 \sim 0.025 Si: 0. $05 \sim 0.5$ %

%、 $Mn: 1.5 \sim 3.0$

[CLAIM 2]

前記組成に加えてさらに、mas In addition to said composition, a high strength s%で、Cu:0.05~2.0 %、N high-toughness untempered thick steel plate of i:0. 05~2. 0 %, Cr:0. 05 Claim 1, which is considered as the composition containing 1 type, 2 types or more chosen from 050 %, V:0. 003 \sim 0. 08 Cu:0.05-2.0%, Ni:0.05-2.0%, Cr:0.05-2.0%, V:0.003-0.080%, ちから選ばれた1種または2種以 Mo:0.05-1.00%, and/or 1 type or 2 types from Ca:0.0003-0.0030%, ~0. 0030%, REM : 0. 000 REM: 0.0003-0.010 % in mass%.

[CLAIM 3]

前記組成に加えてさらに、mas A high strength high-toughness untempered s%で、 $A1:0.01\sim0.08\%$ を含 thick steel plate of Claim 1 or 2, in which in 有する組成とすることを特徴とす addition to said composition, it considers it as る請求項1または2に記載の高強 the composition which contains Al: 0.01-0.08% at mass% further.

[CLAIM 4]

After heating the steel raw material which has % the composition containing C:0.005-0.025%, Si:0.05-0.5%, Mn:1.5-3.0%, Nb:0.005-0.08%,



Nb:0.005 \sim 0.08%

B:0. 0003~0. 0050% 上の温度域における累積圧下率 度:20℃/s以上で冷却すること degrees C/s or higher. を特徴とする引張強さ:980MPa Tensile 0℃以下を有する高強度高靭性 of 非調質厚鋼板の製造方法。

【請求項5】

 \sim 2. 0 %, Ti:0. 003 \sim 0. ちから選ばれた1種または2種以 Ti:0.003-0.050%, 上および/またはCa:0.0003~ ~0.010 %のうちから選ばれ 0.0003-0.010 % in mass%. た1種またはは2種を含有する組 成とすることを特徴とする請求項4 に記載の高強度高靱性非調質厚 鋼板の製造方法。

B: 0.0003-0.0050% in mass% at 1100 degree を含有する組成を有する鋼素材 C-1350 degree C, it performs the hot rolling with を、1100℃~1350℃に加熱し 30 % or more for an accumulation draft た後、950 ~1250℃の温度域 percentage in 950 -1250 degree C temperature における累積圧下率を30%以 range, 30% or more for the accumulation draft 上、950 ℃未満Ar₃変態点以 percentage in the temperature range of an under 950 (degree C) - Ar₃ transformation point を30%以上、圧延終了温度をAr or higher, Ar₃ transformation point as rolling 。変態点以上とする熱間圧延を completion temperature. After the hot-rolling 施し、熱間圧延終了後、冷却速 completion, it cools at a cooling rate: 20

strength characterized the by 超え、破面遷移温度vTrs: -2 above-mentioned: The manufacturing method the high strength high-toughness untempered thick steel plate which exceeds 980 Mpa and has fracture-transition-temperature vTrs:-20 degrees C or less.

[CLAIM 5]

前記組成に加えてさらに、mas In addition to said composition, a manufacturing s%T, Cu:0. 05~2. 0 %, N method of the high strength high-toughness i:0. 05~2. 0 %, Cr:0. 05 untempered thick steel plate of Claim 4, which is considered as the composition containing 050 %, V:0. 003 \sim 0. 08 containing 1 type, 2 types or more chosen from 0 %、Mo:0.05~1.00%のう Cu:0.05-2.0%, Ni:0.05-2.0%, Cr:0.05-2.0%, V:0.003-0.080% and Mo:0.05-1.00%, and/or 1 type or 2 types 0. 0030%, REM : 0. 0003 chosen from Ca:0.0003-0.0030%, and REM:



【請求項6】

法。

【発明の詳細な説明】

[CLAIM 6]

前記組成に加えてさらに、mas A manufacturing method of the high strength s%で、Al: 0. 01~0. 08%を含 high-toughness untempered thick steel plate of 有する組成とすることを特徴とす Claim 4 or 5, in which in addition to said る請求項4または5に記載の高強 composition, it considers it as the composition 度高靭性非調質厚鋼板の製造方 which contains Al: 0.01-0.08% at mass% further.

> [DETAILED DESCRIPTION OF THE INVENTION]

[0001]

【発明の属する技術分野】

本発明は、非調質厚鋼板に係り、 とくに造船、橋梁、建設機械、産 steel plate. 調質厚鋼板に関する。

[0002]

【従来の技術】

性をバランス良く確保するため、 いた。調質処理は、高強度で高 and it was manufactured.

[0001]

[TECHNICAL FIELD OF THE INVENTION]

This invention relates to a untempered thick

業機械、ペンストック等に用いて Especially, it relates to a 980Mpa over-class 好適な、980MPa超の引張強さと untempered thick steel plate which has the 高靭性を有する980MPa超級非 tensile strength of over 980-Mpa, and the high toughness suitably used for shipbuilding, a bridge, construction machine, an industrial machine, and penstock etc.

[0002]

[PRIOR ART]

従来、引張強さ(TS) 980MPa級 Formerly, in order to secure high strength and 以上の厚鋼板は、高強度と高靱 high toughness with sufficient balance, refining treatment was performed to the thick steel plate 調質処理を施されて製造されて more than tensile-strength (TS)980Mpa class,

靱性の優れた特性を有する製品 There is an advantage that the refining を安定して製造できるという利点 treatment is highly strong and it can はあるが、調質処理を施された鋼 manufacture with stability the product which has 板は、圧延のままの非調質鋼板と the property which was excellent in high



比較して、長い製造期間を要する うえ、980MPaを超える高強度を 確保するために合金元素を多量 に添加していた。このため、耐溶 接割れ性が低下し、溶接時に5 0℃以上の予熱を行う必要がある という問題があった。

toughness.

However, in requiring a long manufacture period compared with a untempered steel plate with a rolling, the steel plate to which refining treatment was performed had added the alloying element so much, in order to secure high strength exceeding 980 Mpa.

For this reason, weld-crack-proof property falls, there was a problem that it was necessary to perform pre-heating of 50 degrees C or more at the time of welding.

[0003]

このような問題に対し、調質処理 を行なうことなく、非調質(圧延ま ま)で高強度厚鋼板を製造しようと する試みがある。例えば、特開平 成を有する鋼素材に制御圧延と 加速冷却とを組み合わせて施し、 組織をベイナイト主体の組織とす るとともに、加速冷却途中の、580 ~450 ℃の温度域で等温保持 あるいは該温度域を0.5 ℃/s 以下の冷却速度で徐冷して、組 織中の島状マルテンサイトを分解 し、優れた溶接性と優れた低温靭 性を有する厚鋼板とする非調質 いる。

[0003]

It is an attempt to manufacture the high strength thick steel plate by untempering (up to rolling), which indicates that it does not perform refining treatment to such a problem.

6-93332号公報には、適正組 For example, it gives the steel raw material which has an appropriate composition in Unexamined-Japanese-Patent No. 6-93332 combining a controlled rolling and accelerated cooling, while considering tissue as the tissue of a bainite agent, it is 580 in the middle of accelerated cooling. It slow-cools isothermal holding or this temperature range by the temperature range of -450 (degree C) with 0.5 (degree C) / s or less cooling rate, it degrades the insular martensite in tissue, the 厚鋼板の製造方法が記載されて manufacturing method of the thick steel plate which has the outstanding weldability and the outstanding low temperature toughness, and the untempered thick steel plate to carry out is described.

【0004】

[0004]

しかし、この特開平6-93332号 However, by the method described by this



御圧延一加速冷却で導入された since 転位が、等温保持あるいは徐冷 controlled-rolling-accelerated いう問題があった。

また、例えば、特開平10-1527 49 号公報、特開平11-7164 0号公報には、引張強さ:980MP a以上の高強度を有する厚鋼板を 非調質で製造する方法が記載さ れている。特開平10-152749 号公報、特開平11-71640号公 報に記載された技術では、靱性 向上を目的として極低炭素化した 組成としたうえで、冷却途中ある いは冷却後にTiNあるいはV(C、 N)を析出させて、強度増加を図 っている。しかし、析出強化を利 用した強化方法は、母材靱性の 劣化が著しいため、機械構造部 品などの靱性要求が比較的厳し くない場合は適用可能であるが、 要求がある場合には、問題を残し ていた。

公報に記載された方法では、制 Unexamined-Japanese-Patent No. 6-93332, the dislocation introduced by cooling is 中に回復するため、溶接性には recovered during isothermal holding or a 優れるが、980MPa以上の引張 slow-cooling, it excels in weldability.

強さを確保することが困難となると However, there was a problem that it became difficult to secure the tensile strength of 980 Mpa or more.

Moreover

For example, Unexamined-Japanese-Patent No. 10-152749 The method of it being untempered and manufacturing the thick steel plate which has high strength more than tensile-strength:980Mpa is described Unexamined-Japanese-Patent No. 11-71640.

Unexamined-Japanese-Patent No. 10-152749 With the technique described Unexamined-Japanese-Patent No. 11-71640. after considering it as the composition which carried out ultra-low carbonization for the purpose of the toughness improvement, it precipitates TiN or V (C, N) after cooling in the middle of cooling, it is aiming at the increase in the strength.

厚鋼板におけるように厳しい靱性 However, since the reinforcement method using a precipitation strengthening had remarkable degradation of base-material toughness, when toughness request of machine structure components etc. was not comparatively severe, it could apply, but when there was severe toughness request as in a thick steel plate, it had left the problem.

[0005]

[0005]

【発明が解決しようとする課題】

[PROBLEM TO BE SOLVED THE BY



本発明は、上記した従来技術の INVENTION] 問題を解決し、非調質で、引張強 さ:980MPa超級の高強度と、シ ャルピー衝撃試験における破面 遷移温度vTrsが-20℃以下とい う高靭性と、を有する高強度高靭 方法を提案することを目的とす る。なお、本発明でいう「厚鋼板」 とは板厚6mm以上の鋼板をいう ものとする。

[0006]

[0006]

【課題を解決するための手段】

本発明者らは、上記した課題を達 成するために、TS:980MPa超 の非調質高強度鋼板の靭性に及 ぼす組織の影響について鋭意検 討した。その結果、合金元素を多 量含有することなく、TS:980MP a超の高強度で、vTrsが-20℃ 以下という高靭性を確保するため には、硬質の島状マルテンサイト の生成を抑制するとともに、面積 率で90%以上のベイニティックフ 肝要であることを見出した。

[0007]

This invention solves the problem of said prior untempered it is and art, tensile-strength:980Mpa over class high strength and the fracture transition temperature vTrs in a Charpy impact test aim at proposing 性非調質厚鋼板およびその製造 the high strength high-toughness untempered thick steel plate which has the high toughness of -20 degrees C or less, and its manufacturing method.

> In addition, the "thick steel plate" as used in the field of this invention shall mean the steel plate of board thickness 6 mm or more.

[MEANS TO SOLVE THE PROBLEM]

The present inventors did earnest examination about the influence of tissue affect the toughness of untempered TS:980-Mpa over of high strength steel plate, in order to attain said problem.

As a result, in order for vTrs to secure the high toughness of -20 degrees C or less by TS:980-Mpa over of high strength, without carrying out abundant content of the alloying element, while controlling formation of a hard insular martensite, it discovered that it was ェライト相を含む組織とすることが important to consider it as the tissue which contains a 90 % or more bainitic-ferrite phase by an area ratio.

[0007]

島状マルテンサイトは、非常に硬 Since an insular martensite is very hard tissue, い組織であるため、母相と島状マ the interface of a mother phase and an insular ルテンサイトとの界面が剥離しや martensite tends to exfoliate,



性が低下しやすい。したがって、 厚鋼板で高靭性を確保するため には、島状マルテンサイトの生成 を抑制することが肝要となる。

島状マルテンサイトの生成には、 変態時にベイニティックフェライト 中に固溶できないC(炭素)がオ ーステナイト(未変態)中に吐き出 されること、および冷却速度が速く マルテンサイト変態開始温度(Ms 点)以下に冷却されること、が必要 となる。

[8000]

島状マルテンサイトの生成を抑制 するためには、熱間圧延後の冷 却速度を遅くし、未変態オーステ ナイトをマルテンサイト変態させな いことが、まず考えられる。しか し、熱間圧延後の冷却速度を遅く することは、強度の低下を生じる ため、合金元素を増量し、所定の 高強度を確保する必要があるが、 溶接性が劣化することになる。

[0009]

そこで、本発明者らは島状マルテ ンサイトの生成を抑制するため に、更なる検討を行った。その結 insular martensite. い冷却速度に維持したままで島 状マルテンサイトの生成を抑制す

すく、ここが破壊の起点となり、靭 constitutes origin of destruction, toughness tends to fall.

> Therefore, in order to secure a high toughness by a thick steel plate, it becomes important to control formation of an insular martensite.

> It is necessary for formation of an insular martensite that C (carbon) which cannot be solidly dissolved in bainitic ferrite at the time of a transformation is breathed out in austenite (un-transforming), and to cool a cooling rate quickly below at martensitic transformation start temperature (Ms point).

[8000]

In order to control formation of an insular martensite, making the cooling rate after a hot rolling late, and not carrying out the martensitic transformation of the non-transformed austenite is considered first.

However, since a strong decline is produced, making the cooling rate after a hot rolling late increases the quantity of an alloying element, it is necessary to secure fixed high strength.

Weldability degrades.

[0009]

Then, the present inventors performed further examination, in order to control formation of an

果、熱間圧延後の冷却速度を高 As a result, to control formation of an insular martensite while maintaining high cooling rate after a hot rolling, it limits C contents under るにはC含有量をフェライトの固 0.025 mass % or less which is in the solid 溶限内である0. 02mass%以下 solubility limit of a ferrite, or under 0.02 mass% とするあるいはわずかな島状マル or less since formation of little insular



する、すなわち極低炭素系とする ultra-low carbon type. 上がベイニティックフェライトと称さ ratio. れるベイナイト組織となる。

テンサイト生成は許容範囲である martensite is within the allowable range. ためCを0.025 mass%以下と Therefore, it is considered effective to set a

ことが、効果的であることに想到し In addition, the tissue which forms in such a た。なお、このような場合には、生 case turns into a bainite structure by which 成する組織は、面積率で90%以 90% or more is called bainitic ferrite by an area

[0010]

ライト」とは、ラスはあるが、炭化物 in the field of this invention. ステナイト粒界が残存する) (She carbonized material does not have. prior γ - gain boundary) (鋼 992)4)をいうものとする。

[0010]

本発明でいう「ベイニティックフェ There is a lath with the "bainitic ferrite" as used

はない東状組織(ただし初期オー However, it is the bundle-like tissue which a

af-like with laths but (However, an initial-stage austenite grain no carbide:conserving the boundary remains) It shall say (bainite photograph-collection-I of steel: the The Iron のベイナイト写真集 – I:日本鉄鋼 and Steel Institute of Japan bainite surveillance 協会ベイナイト調査研究部会、(1 study sectional meeting, 4 (1992)). (Sheaf-like with laths but no carbide:conserving the prior(gamma)-gain boundary)

[0011]

の要旨は次のとおりである。

0.025 %, Si: $0.05\sim0$. Si: 0.05-0.5 %, Mn: 1.5

[0011]

本発明は、上記した知見に基づ Based on said findings, this invention added き、さらに検討を加えて完成され examination further and was perfected.

たものである。すなわち、本発明 That is, the summary of this invention is as follows.

-0.025 %, -3.0 %, Nb: 0.005 5 %, Mn:1.5 \sim 3.0 %, It contains B: 0.0003-0.0050% -0.08%, Nb:0. 005 \sim 0. 08%, B:0. remainder has the composition which is made 0003~0.0050%を含有し、残 up of Fe and a unavoidable impurity, and the 部はFeおよび不可避的不純物か tissue which is an area ratio and contains a らなる組成と、面積率で、90%以 90% or more bainitic-ferrite phase, tensile 上のベイニティックフェライト相を strength: It exceeds 980 Mpa and has 含む組織を有し、引張強さ:980 fracture-transition-temperature vTrs:-20



MPa超之、破面遷移温度vTrs: degrees C or less. する高強度高靭性非調質厚鋼 thick steel 板。

 $5\sim2.0$ %, Ni:0. 05 ~2 . 0 %, Cr: 0. $05\sim2.0$ %, T Cu: 0.05-2.0%, i:0.003 \sim 0.050 %, V: Ti:0.003-0.050%, 0.05~1.00%のうちから選ば from れた1種または2種以上、および 0.0003-0.010% in mass%. 0%, REM : 0. 0003~0. 01 thick 0 %のうちから選ばれた1種又 above-mentioned. は2種を含有する組成とすることを 特徴とする高強度高靭性非調質 厚鋼板。

組成に加えてさらに、mass%で、 度高靭性非調質厚鋼板。

(4) mass % σ , C:0. 005 ~ above-mentioned. 0. 025 %, Si: 0. 05 \sim 0. (4) It is mass% and is C:0.005. 5 %, Mn:1.5 \sim 3.0 %, Si:0.05-0.5 %, mn: 1.5 Nb: 0. 005 \sim 0. 08%, B: 0. 1250℃の温度域における累積

-20℃以下を有することを特徴と The high strength high-toughness untempered plate characterized by the above-mentioned.

(2)(1)において、前記組成に加 In (2) and (1), in addition to said composition, it えてさらに、mass%で、Cu:0.0 is considered as the composition containing 1 type, 2 types or more chosen from Ni:0.05-2.0%, Cr:0.05-2.0%, V:0.003-0.080% and $0.003 \sim 0.080$ %, Mo: Mo: 0.05-1.00% and/or 1 type or 2 types chosen Ca:0.0003-0.0030%, and REM:

/またはCa:0.0003~0.003 The high strength high-toughness untempered steel plate characterized

(3) (1) または(2) において、前記 (3) In (1) or (2), in addition to said composition, it considers it as the composition which contains Al: 0. 01~0. 08%を含有する Al: 0.01-0.08% at mass% further.

組成とすることを特徴とする高強 The high strength high-toughness untempered thick steel plate characterized by

-0.025 %, -3.0 %, Nb: 0.005 -0.08%, the steel raw material which has the 0003~0.0050%を含有する組 composition containing B: 0.0003-0.0050%, 950 成を有する鋼素材を、1100℃~ after heating at 1100 degree C-1350 degree C 1350℃に加熱した後、950 ~ It is 30 % or more about the accumulation draft percentage in -1250 degree C temperature 压下率を30%以上、950 ℃未 range, it performs the hot rolling which carries 満Ar₃変態点以上の温度域にお out 30 % or more and rolling completion ける累積圧下率を30%以上、圧 temperature for the accumulation draft 延終了温度をAr。変態点以上と percentage in the temperature range more than



する熱間圧延を施し、熱間圧延 under 950 終了後、冷却速度:20℃/s以上 point to more than an Ar₃ 強さ: 980MPa超え、破面遷移温 rate: 20 degrees C/s or higher. 度vTrs: -20℃以下を有する高 Tensile 方法。

 $5\sim2.0$ %, Ni:0. 05 ~2 . れた1種または2種以上および/ 0% REM :0.0003~0.01 from 0 %のうちから選ばれた1種また REM:0.0003-0.010% in mass%. 厚鋼板の製造方法。

組成に加えてさらに、mass%で、 Al: 0. 01~0. 08%を含有する Al: 0.01-0.08% at mass% further. 法。

[0012]

【発明の実施の形態】

まず、本発明の厚鋼板の組成限 First, 定理由について説明する。以下、 組成におけるmass%は単に%と this invention. 記す。

C:0.005 \sim 0.025 %

(degree C)Ar₃ transformation transformation で冷却することを特徴とする引張 point, after the hot-rolling completion, a cooling

strength characterized by the 強度高靭性非調質厚鋼板の製造 above-mentioned: The manufacturing method of strength the high high-toughness (5)(4)において、前記組成に加 untempered thick steel plate which exceeds 980 えてさらに、mass%で、Cu:0.0 Mpa and has fracture-transition-temperature vTrs:-20 degrees C or less.

0 %, $Cr:0.05\sim2.0$ %, T In (5) and (4), in addition to said composition, it i:0.003 \sim 0.050 %, V: is considered as the composition containing 1 $0.003 \sim 0.080$ %, Mo: type, 2 types or more chosen from 0. 05~1. 00%のうちから選ば Cu:0.05-2.0%, Ni:0.05-2.0%, Cr:0.05-2.0%, and Ti:0.003-0.050%, V:0.003-0.080% and またはCa:0.0003~0.003 Mo:0.05-1.00% and/or 1 type or 2 types chosen Ca:0.0003-0.0030% and

は2種を含有する組成とすることを The manufacturing method of the high strength 特徴とする高強度高靱性非調質 high-toughness untempered thick steel plate characterized by the above-mentioned.

(6) (4) または(5) において、前記 (6) In (4) or (5), in addition to said composition, it considers it as the composition which contains

組成とすることを特徴とする高強 The manufacturing method of the high strength 度高靭性非調質厚鋼板の製造方 high-toughness untempered thick steel plate characterized by the above-mentioned.

[0012]

[EMBODIMENT OF THE INVENTION]

it demonstrates the reason composition limitation of the thick steel plate of

Hereafter, it only describes it as % mass% in a composition.



Cは、鋼の強度を増加させる元素 C:0.005 5 %を超えると島状マルテンサ more. 劣化する。このため、Cは0.005 of an る0.020 %以下である。

-0.025 %, c is an element to であり、本発明では所定の強度を which it makes the strength of steel increase. 確保するために0. 005 %以上 It is 0.005 in order to secure the fixed strength in の含有を必要とするが、0.02 this invention. It needs content of % or

イトの生成が顕著となり、靱性が However, if 0.025 % is exceeded, formation insular martensite will become ~0.025 %に限定した。なお、 remarkable, toughness degrades.

好ましくはフェライト固溶限内であ For this reason, C is 0.005. It limited to -0.025 %.

> In addition, it is below 0.020 % that is preferably in a ferrite solution limit.

[0013]

Si:0.05~0.5 %

5%以上の含有を必要とするが、 manufacture in this invention. 性を劣化させる。このため、Siは degrade toughness. した。なお、好ましくは、0.2 ~ 0.05-0.5 0.4 %である。

Mn:1.5 \sim 3.0 %

[0013]

Si: 0.05-0.5 %

Siは、脱酸剤として作用する元素 Si is an element which acts as a deoxidizer.

であり、本発明では製鋼上0.0 It needs 0.05 % or more content on steel

0.5 %を超えて含有すると、靱 However, if contained exceeding 0.5 %, it will

0.05~0.5 %の範囲に限定 For this reason, it limited Si to the range of

In addition, preferably, it is 0.2. It is -0.4 %. Mn: 1.5 -3.0 %

素であり、母材の引張強さを980 of steel increase. を超える含有は、溶接部の靱性を content of % or more. ら、Mnは1.5 ~3.0 %の範 3.0 囲に限定した。なお、好ましくは part remarkably. 1.5 ~2.2 %である。

Mnは、鋼の強度を増加させる元 Mn is an element to which it makes the strength

MPa超えとするため、および組織 It is 1.5, in order to carry out the 980-Mpa をベイニティックフェライト組織と super-sexagenary cycle of the tensile strength するために、1.5 %以上の含 of a base material, and in order to consider 有を必要とする。一方、3.0 % tissue as bainitic-ferrite tissue.

著しく劣化させる。このようなことか On the other hand, the content exceeding % degrades the toughness of a welding

Mn since it is such is 1.5. It limited to the



range of -3.0 %.

In addition, preferably it is 1.5. It is -2.2 %.

[0014]

Nb:0. 005 ∼0. 08%、 イトとする作用を有し、このために 0.005 有すると、溶接熱影響部の靱性 will degrade. が劣化する。このため、Nbは0.0 For this reason, Nb is 0.005. 05 ~0.08%の範囲に限定し range of -0.08%. 0.035 %である。

[0015]

B:0. 0003~0. 0050% Bは、ベイナイト変態開始温度を B の含有を必要とするが、一方、0. 0.0003 % or more content. 003~0.0050%の範囲に限定 degradation of toughness. 0.0025%である。

[0016]

以上が基本成分であるが、これら The above is the basic component. 選択して含有することができる。 Cu: $0.05 \sim 2.0$ %, Ni: 0.0 component further. $5\sim2.0$ %, Cr:0.05 ~2 . Cu:

[0014]

Nb: 0.005 -0.08%, nb has the effect which Nbは、組織をベイニティックフェラ uses tissue as bainitic ferrite, for this reason, It needs content of % or more.

0.005 %以上の含有を必要と On the other hand, if contained exceeding する。一方、0.08%を超えて含 0.08%, the toughness of a heat affected zone

It limited to the

た。なお、好ましくは0.015 ~ In addition, preferably it is 0.015. It is -0.035 %.

[0015]

B: 0.0003-0.0050%

reduces transformation-to-bainite 低下させて、鋼の高強度化に寄 temperature, it is the element which it 与する元素である。このような効 contributes to the high strength of steel.

果を得るために0.0003%以上 In order to acquire such an effect, it needs

0050%を超えて含有すると、鋼 However, on the other hand, when contained が著しく硬化して靱性の劣化を招 exceeding 0.0050%, there is anxiety that steel く怖れがある。このため、Bは0.0 may harden remarkably and may cause

した。なお、好ましくは0.0010~ For this reason, it limited B to 0.0003 to 0.0050% of range.

In addition, preferably it is 0.0010 to 0.0025%.

[0016]

成分に加えてさらに、下記成分を However, in addition to the these component, it

can choose and contain the following

0.05-2.0

%. Ni:0.05-2.0 %,



0 %, Ti: 0.003 \sim 0.05 Cr: 0.05-2.0 %, Ti: 0.003 $0 \% V: 0.003 \sim 0.08 V: 0.003$ H

れも、鋼の強度上昇に寄与する needed. 元素であり、必要に応じ単独ある いは複合して含有できる。

-0.050 %, -0.080 %, Mo: 1 type, or 2 or 0.%, Mo: $0.05\sim1.00\%$ 05 more types chosen from 0.05 to 1.00% of inside ちから選ばれた1種または2種以 Each of Cu, Ni, Cr, Ti, V, and Mo is elements which it contributes to a strength raise of steel. Cu、Ni、Cr、Ti、V、Moは、いず It can contain individually or in composite if

[0017]

ことが好ましいが、2.0 %を超 to contain 0.05 % or more. る。このため、Cuは0.05~2. toughness will degrade. Niは、母材靱性を保ちつつ強度 to 0.05-2.0 本発明では含有する場合、0.0 the 5%以上含有することが好ましい toughness. 効果が飽和し、含有量に見合う効 to contain 0.05 % or more. 不利となる。このため、Niは0.05 contained exceeding 2.0 が好ましい。

[0017]

Cuは、固溶強化および析出強化 Cu is an effective element which raises the により鋼の強度を上昇させる有効 strength of steel by the solid solution な元素である。本発明では含有 strengthening and a precipitation strengthening. する場合、0. 05%以上含有する When it contains in this invention, it is desirable

えて含有すると、靱性が劣化す However, if contained exceeding 2.0 %,

0 %に限定することが好ましい。 For this reason, as for Cu, it is desirable to limit %.

を増加できる有効な元素である。 Ni is the effective element which can increase strength, maintaining base-material

が、2.0 %を超えて含有しても When it contains in this invention, it is desirable

果が期待できなくなり、コスト的に However, an effect is saturated even if %, it becomes ~2.0 %の範囲に限定すること impossible to anticipate the effect of meeting a content.

> It becomes in terms of cost disadvantageous. For this reason, as for Ni, it is desirable to limit to the range of 0.05-2.0 %.

[0018]

効な元素であり、またベイナイト変 strength of steel.

[0018]

Crは、鋼の強度を上昇させる有 Cr is an effective element which raises the



ることが好ましいが、2.0 %を 0.05 % or more. る。このため、Crは0.05~2. ましい。

[0019]

より強度を上昇させる元素であり、 また、初期オーステナイト粒径を Moreover, 子が粗大化し、所望の効果が得ら 0.050 は0.003 ~0.050 %の範 Ti since it is such is 0.003. 囲に限定することが好ましい。

[0020]

素であり、このような効果を得るた as V (CN). が低下する。このため、Vは0.00 0.080 3 ~0.080 %の範囲に限定 For this reason, V is 0.003. することが好ましい。

態開始温度を低下させベイニティ Moreover, it also has the effect which reduces ックフェライト組織の生成を促進さ transformation-to-bainite start temperature and せる作用も有している。本発明で promotes formation of bainitic-ferrite tissue.

は含有する場合、このような効果 When it contains in this invention, in order to を得るために0. 05%以上含有す acquire such an effect, it is desirable to contain

超えて含有すると靱性が劣化す However, if contained exceeding 2.0 %, toughness will degrade.

0 %の範囲に限定することが好 For this reason, as for Cr, it is desirable to limit to the range of 0.05-2.0 %.

[0019]

Tiは、Ti(CN)として析出強化に Ti is an element which raises the strength by a precipitation strengthening as Ti (CN).

it micronizes an initial-stage 微細化し靱性の向上にも有効に austenite particle diameter, and acts also on an 作用する。本発明では含有する improvement of toughness effectively.

場合、このような効果を得るため It is 0.003 in order to acquire such an effect. に0.003 %以上含有すること when it contains in this invention. It is が好ましい。 一方、0.050 % desirable to carry out % or more content.

を超えて含有すると、Ti(CN)粒 On the other hand, if contained exceeding %, Ti (CN) particles will coarsen, a れなくなる。このようなことから、Ti desired effect is no longer acquired.

> It is desirable to %. limit to the range of -0.050

[0020]

Vは、V(CN)として析出強化によ V, it is the element which acts in favor of a り強度上昇に有利に作用する元 strength raise by a precipitation strengthening

めには0,003 %以上含有する It is 0.003 in order to acquire such an effect. ことが好ましい。一方、0.08 It is desirable to carry out % or more content.

0 %を超えて含有すると、靱性 On the other hand, if contained exceeding %, toughness will fall.

> It is desirable to limit to the range of -0.080 %.



素であり、母材の高強度化に有効 of steel increase. る場合、このような効果を得るため effectively. 含有は、靱性に悪影響を与える。 0.05 % or more. 11

Moは、鋼の強度を増加させる元 Mo is an element to which it makes the strength

に作用する。本発明では含有す It acts on the high strength of a base material

に、0.05%以上含有することが When it contains in this invention, in order to 好ましい。一方、1.00%を超える acquire such an effect, it is desirable to contain

このため、 $Moは0.05\sim1.00\%$ On the other hand, the content exceeding の範囲に限定することが好まし 1.00% has a bad influence on toughness.

> For this reason, as for Mo, it is desirable to limit to 0.05 to 1.00% of range.

[0021]

0030% REM : 0. 0003 further. 0.010 %のうちから選ばれた1 from among 0.0003-0.010 種または2種を含有できる。

の形態制御を介して溶接熱影響 form control of an inclusion. 用を有している。

で、介在物の形態制御によりS, ことでHAZ 靱性を向上させる。 contained exceeding 0.0030%. ても、その効果が飽和する。この to 0.0003 to 0.0030% of range. ため、Caは0.0003~0.003 0%の範囲に限定することが好ま しい。

[0021]

本発明では、上記した成分に加 In this invention, it adds to said component and えて、さらに、Ca:0.0003~0. they are Ca:0.0003-0.0030% and REM : It can contain 1 or 2 types chosen %.

Ca, REM It has the effect which all improves Ca、REM は、いずれも介在物 heat-affected-zone (HAZ) toughness through

部(HAZ) 靱性を向上させる作 Ca is HAZ by being 0.0003 % or more content and choosing balance with S and O Caは、0.0003%以上の含有 appropriately by form control of an inclusion. It improves toughness.

Oとのバランスを適切に選択する On the other hand, the effect is saturated even if

一方、0. 0030%を超えて含有し For this reason, as for Ca, it is desirable to limit

[0022]

REM は、REM (O, S)を形 REM 成してHAZ 靱性を向上させ It improves toughness.

[0022]

REM (O, S) It forms and is HAZ.

る。このような効果は、0.0003% Such an effect is observed by 0.0003 % or more



以上の含有で認められるが、0.0 content.

M は0.0003~0.010 %に For this reason, REM 限定することが好ましい。

Alの含有は必要としない。

[0023]

ためには0.01%以上含有するこ contain 0.01% or more. ~0.08%の範囲に限定すること to 0.01 to 0.08% of range. 0.02~0.04%である。

[0024]

好ましい。Pcm値は次(1)式

10 %を超えて含有しても、その However, the effect is saturated even if 効果が飽和する。このため、RE contained exceeding 0.010 ·%.

> It is desirable to limit to 0.0003-0.010 %.

本発明では、上記した成分に加 In this invention, in addition to said component, えて、さらに、Al: 0.01~0.0 it can contain Al: 0.01-0.08% further.

8%を含有できる。Alで脱酸せ HAZ at the time of performing large-heat-input ず、SiおよびMnで脱酸すると大 welding, when it did not deoxidize with Al but 入熱溶接を行った場合のHAZ being deoxidized from Si and Mn Since 靱性が良好となるため、必ずしも toughness becomes good, it does not necessarily need content of Al.

[0023]

Alは、脱酸剤として作用し、この Al acts as a deoxidizer, it is desirable for that to

とが好ましいが、0.08%を超えて However, if contained exceeding 0.08%, while 含有すると、母材の靱性を低下さ reducing the toughness of a base material, it せるとともに、溶接金属部への希 degrades the toughness of a weld-metal part by 釈によって溶接金属部の靱性を the dilution to a weld-metal part.

劣化させる。このため、Alは0.01 For this reason, as for Al, it is desirable to limit

が好ましい。なお、より好ましくは、 In addition, more preferably, it is 0.02 to 0.04%.

[0024]

なお、上記した組成範囲としたう In addition, after considering it as said えで、さらに溶接性の観点からPc composition range, it is desirable to make a m値を0.25%以下とすることが Pcm value into 0.25 % or less from a viewpoint of weldability further.

A Pcm value is following (1) Formula.

Pcm = C + 1/30Si + 1/20Mn + 1/20Cu + 1/60Ni + 1/20Cr + 1/15Mo + 1/10V + 5 B..... (1)



r, Mo, V, B;各元素の含有量 V, and B.; (mass%)

ここで、C, Si, Mn, Cu, Ni, C It is here and they are C, Si, Mn, Cu, Ni, Cr, Mo,

The content of each element (mass%)

で定義される値である。

It is the value defined by these.

[0025]

ついで、本発明の厚鋼板の組織 限定理由について説明する。 本発明では、厚鋼板の組織を、面 invention. フェライト相のパケットサイズは、2 high toughness. い。なお、本発明では、グラニュラ phase is 20 micrometer. ーベイニティックフェライトの生成 following is desirable. ュラーベイニティックフェライトは、 化が起こり、靱性が劣化する。

[0025]

Subsequently, it demonstrates the reason for tissue limitation of the thick steel plate of this

積率で90%以上のベイニティック In this invention, it considers tissue of a thick フェライト相を含む組織とする。 べ steel plate as the tissue which contains a 90 % イニティックフェライトは剪断変態 or more bainitic-ferrite phase by an area ratio.

的に変態が起こるため、組織の粗 Since a transformation takes place in shearing 大化が起こりにくく、高靱性を確 transformation, a coarsening of tissue does not 保しやすい。なお、ベイニティック take place and bainitic ferrite tends to secure

0 μ m 以下とすることが好まし In addition, the packet size of a bainitic-ferrite Carrying out the

を抑制することが好ましい。グラニ In addition, it is desirable to control formation of granular bainitic ferrite in this invention.

拡散変態が主となり組織の粗大 A diffusional transformation becomes main for granular bainitic ferrite, a coarsening of tissue takes place, and toughness degrades.

[0026]

組織を有するもの(ただし、ラスが (however,

[0026]

ここでいう「グラニュラーベイニティ What has the sub tissue where a dislocation ックフェライト」とは、粒状のベイナ density is high by a grain shape bainite イト組織で転位密度の高いサブ structure with "granular bainitic ferrite" here it says the tissue (bainite ほとんど残らないほど回復してい photograph-collection-I of steel: refer to the The る組織(鋼のベイナイト写真集ー Iron and Steel Institute of Japan bainite I:日本鉄鋼協会ベイナイト調査研 surveillance study sectional meeting and



究部会、(1992)4. 参照)をいう。 とする組織にすることにより、非調 質でも高強度で高靭性の厚鋼板 が得られる。ベイニティックフェラ イト相が面積率で90%未満で は、高強度で高靭性を有する厚 鋼板が得にくくなる。また、高靭性 を確保するためには、ベイニティ ックフェライト相のパケットサイズは 20 μ m 以下と、微細化すること が好ましい。パケットサイズが20 μm を超えると、粗大組織とな るため、高靭性が得にくくなる。

4(1992).) which has recovered, so that a lath ベイニティックフェライト相を主相 does not almost have remainings.), by making a bainitic-ferrite phase the tissue which considers it as a main phase, even when it is untempered, it is highly strong and the thick steel plate of a high toughness is obtained.

> If a bainitic-ferrite phase is 90 % less in an area ratio, it is highly strong and becomes difficult to obtain the thick steel plate which has a high toughness.

> Moreover, in order to secure a high toughness, the packet size of a bainitic-ferrite phase is 20 micrometer. Micronizing hereafter is desirable.

> Packet size is 20 micrometer. Since it will become a crude big tissue if it exceeds, it becomes difficult to obtain a high toughness.

[0027]

なお、ベイニティックフェライトのパ ケットとは、幅0.2 μm 、長さ 10 μ m 程度のラスと呼ばれる micrometer す。パケットサイズは、光学顕微 parallel. 鏡あるいは走査型電子顕微鏡観 察により得たパケット粒径をトレー する。

また、島状マルテンサイトは、非常 に硬い組織であるため、母相と島 状マルテンサイトとの界面が剥離 しやすく、ここが破壊の起点となり やすく、靭性を劣化させる。本発

[0027]

In addition, the packet of bainitic ferrite is width 0.2. micrometer Length of 10 The tissue called the lath of the 組織が平行に集合した組織を指 degree points out the tissue which gathered in

Packet size shall trace the packet particle diameter obtained by the light microscope or スして画像解析により求めるものと scanning-election-microscope observation, and shall require for it by image analysis.

> Moreover, since an insular martensite is very hard tissue, the interface of a mother phase and an insular martensite tends to exfoliate, this tends to constitute origin of destruction, and it degrades toughness.

明では、厚鋼板の組織中に島状 In this invention, it does not form an insular マルテンサイトを生成させない martensite during the tissue of a thick steel か、あるいは生成しても面積率で plate, or even if it forms, it declines to 2 % or



2%以下に低減する。

[0028]

less by an area ratio.

[0028]

については、その種類、含有量を とくに限定しないが、面積率で a content. 8%以下までのグラニュラーベイ However, る。

次に、本発明の厚鋼板の製造方 法について説明する。

とする。

[0029]

を完全にオーステナイト化する。 の後の十分な再結晶圧延ができ degrees なくなる。一方、加熱温度が135 0℃を超えると、結晶粒が粗大化 留が低下する。

加熱後、熱間圧延を行うが、本発 remarkable and a yield falls. 明の製造方法では、950 ~12 It performs a hot rolling after heat. 50℃の温度域における累積圧下 率を30%以上、950 ℃未満~ Ara変態点の温度域における累 積圧下率を30%以上、圧延終了 温度をAr₃変態点以上とする熱 間圧延を施すことが好ましい。

本発明では、上記した以外の相 In this invention, in particular about the phase except being said, it does not limit the kind and

it can accept the granular ニティックフェライト相が許容でき bainitic-ferrite phase to 8 % or less by an area ratio.

Next, it demonstrates the manufacturing method of the thick steel plate of this invention. まず、上記した組成の溶鋼を、転 First, a converter etc. usually melts the molten 炉等の、通常公知の溶製方法で steel of said composition by the melting method 溶製し、連続鋳造法等の通常公 of public knowledge, it considers it as a steel 知の鋳造方法で鋼素材(スラブ) raw material (slab) by the casting method of usual public knowledge, such as a continuous casting.

[0029]

ついで、鋼素材を、1100~135 Subsequently, it heats a steel raw material to a 0℃の温度範囲に加熱し、鋼素材 1100 - 1350-degree C temperature range, it austenitizes a steel raw material completely.

加熱温度が1100℃未満では、そ If heating temperature is less than 1100 C, subsequent sufficient recrystallization rolling becomes impossible.

If heating temperature exceeds 1350 degrees C するうえ、酸化ロスが顕著となり歩 on the other hand, in a crystal grain's coarsening, an oxidation loss becomes

However, with the manufacturing method of this invention, it is desirable to perform the hot rolling with 30 % or more for an accumulation draft percentage in 950-1250 degree C temperature range, 30 % or more for the accumulation draft percentage in the



temperature range of a under 950 (degree transformation C)-Ar₃ point, Ar_3 transformation point or higher as rollina completion temperature.

[0030]

本発明では、オーステナイト再結 晶温度域である、950 ~125 0℃の温度域における累積圧下 率が30%以上の圧延を行い、オ ーステナイトを十分に再結晶させ 結晶粒を微細化する。累積圧下 率が30%未満では、圧下量が不 の微細化が達成できない。予め、 オーステナイト粒を微細化してお granules. し、TiN の分散が可能な組成と eventually obtained. すると、オーステナイト粒の微細 Furthermore, it contains Ti, tiN 化には一層有利となる。

[0031]

ついで、本発明では、オーステナ イト未再結晶域である、950 °C 未満Ar₃変態点以上の温度域で 累積圧下率が30%以上の熱間

[0030]

950 which austenite is recrystallization temperature range in this invention accumulation draft percentage in -1250 degree C temperature range performs the rolling which is 30 % or more, fully recrystallizes austenite, and micronizes a crystal grain.

A rolling draft is insufficient if an accumulation 足して、十分なオーステナイト粒 draft percentage is 30 % less, it cannot attain the miniaturization of enough austenite

くことが、その後の変態により生成 It is effective in the miniaturization of tissue される組織の微細化に有効であ formed by subsequent transformation to り、最終的に得られる鋼板の靱性 micronize an austenite granule beforehand.

を向上させる。 さらに、Tiを含有 It improves the toughness of the steel plate

If it is the composition whose dispersion is possible, it will become much more advantageous to the miniaturization of an austenite granule.

[0031]

accumulation Subsequently, an draft percentage performs the hot rolling which is 30 % or more in this invention by the temperature range more than under 950 圧延を行う。オーステナイト未再 (degree C)Ar₃ transformation point which is 結晶域で累積圧下率30%以上 austenite a non-recrystallized region.

の圧延を行うことにより、オーステ By performing a rolling of 30 % or more of ナイト結晶粒界の面積を幾何学 accumulation draft percentages in austenite a 的に増大させ、かつ、圧延による non-recrystallized region, it increases the area



歪エネルギーを蓄積させることが of できる。これにより、オーステナイト 粒界およびオーステナイト粒内か らのベイナイト変態を促進させる。 加工と、オーステナイト再結晶域 an austenite granule. での強加工によるオーステナイト 微細化との相乗効果により、生成 するベイナイトはパケットサイズが る。

an austenite crystal garin boundary geometrically.

And it can store up the strain energy by rolling. Thereby, it promotes the transformation to オーステナイト未再結晶域での強 bainite out of an austenite grain boundary and

The bainite to form turns into a bainite with small packet size according to a synergistic effect with the austenite miniaturization by high 小さいベイナイトとなる。これによ deformation in austenite a non-recrystallized り、良好な母材靱性が確保でき region, and high deformation in an austenite recrystallization region.

> Thereby, good base-material toughness is securable.

[0032]

なお、熱間圧延はAr。変態点以 上の圧延終了温度で熱間圧延を 終了する。熱間圧延の圧延終了 温度がAr。変態点未満では、フ ェライトを圧延することになりセパ 低下する。

熱間圧延終了後、鋼板を冷却速 度:20℃/s以上で、好ましくは4 00 ℃以下まで冷却する。冷却 速度が20℃/s未満では、上記し た成分範囲の鋼板では強度が低 下し、所望の強度を確保できなく なる。このようなことから、980MP a以上の引張強さと高靭性、さら くに規定しない。なお、強度確保 C/or more.

[0032]

In addition, a hot rolling completes a hot rolling at the rolling completion temperature more than an Ar₃ transformation point.

If the rolling completion temperature of a hot rolling is under an Ar₃ transformation point, a レーションが発生し靱性が極端に ferrite will be rolled, a separation occurs and toughness falls extremely.

> It is more than cooling-rate:20 degree-C/s about a steel plate after the hot-rolling completion, preferably it cools below to 400 (degree C). If a cooling rate is less than 20 degrees C/s, the strength falls in the steel plate of said component range, it becomes impossible to secure the desired strength.

Since it is such and the tensile strength of 980 には優れた溶接性を兼ね備える Mpa or more, and a high toughness and the ために、圧延終了後の冷却速度 further excellent weldability are combined, as は20℃/s以上とすることが好ま for the cooling rate after the rolling completion, it しい。なお、冷却速度の上限はと is desirable to be referred to as s in 20 degrees



0 ℃以下とすることが好ましい。

の観点から冷却停止温度は40 In addition, it does not specify the upper limit in particular of a cooling rate.

> In addition, as for the viewpoint of strength securing to cooling-shut-down temperature, it is desirable that below 400 (degree C) carries out.

[0033]

[0033]

【実施例】

溶製し、連続鋳造法で鋼素材(ス ラブ:板厚219 ~40mm)とし た。これらスラブ(鋼素材)を、表2 219 に示す加熱、圧延、冷却条件で、 た。

得られた厚鋼板について、板厚1 and cooling conditions. 張特性および靱性を調査した。

[EXAMPLES]

表1に示す組成の溶鋼を転炉で It melts with a converter the molten steel of the composition shown in Table 1, it considered it as the steel raw material (slab: board thickness -40 mm) by the continuous casting.

It made the these slab (steel raw material) into 板厚15~35mmの厚鋼板とし the thick steel plate with a board thickness of 15 - 35 mm on the heat shown in Table 2, a rolling,

/4 tから引張試験片およびシ About the obtained thick steel plate, it collects a ャルピー衝撃試験片を採取し、引 tension test piece and a Charpy impact test specimen from board thickness 1/4 t, it investigated characteristics tractive and toughness.

[0034]

した。

(1)微視組織

方向に直角な方向(C方向)断面 装置を用いて、組織種類の同定、 および組織分率を測定した。

[0034]

これらの鋼板について、微視組 About these steel plates, it investigated 織、引張特性および靱性を調査 microscopic tissue, tractive characteristics, and toughness.

(1) Microscopic tissue

各鋼板から試験片を採取し、圧延 It collects a test piece from each steel plate, about the board thickness 1/2t position of a の板厚1/2t位置について、光 direction (direction of C) cross section 学顕微鏡または走査型電子顕微 right-angled to a rolling direction, it picks up 鏡により組織を撮像し、画像解析 tissue with a light microscope or the scanning election microscope, it measured identification of a tissue kind, and a tissue fraction using the



image-analysis apparatus.

(2) 引張特性

測定し、降伏比YRを算出した。 (3) 靭性

[0035]

度vTrsを求めた。

得られた結果を、表3に示す。

[0036]

【表1】

(2) Tractive characteristics

各鋼板の板厚1/4 tからC方 It collects a JIS4 tension test piece in the 向にJIS 4 号引張試験片を採 direction of C from board thickness 1/4 t of each 取し、JIS Z 2241の規定に準 steel plate, it is based on a normal of JISZ2241, 拠して、引張試験を実施し、降伏 it implements a tension test, it measures a yield 応力YS、引張強さTS、伸びElを stress YS, tensile-strength TS, and elongation El, it computed the yield ratio YR.

(3) Toughness

各鋼板の板厚1/4 tから、JIS Based on a normal of board thickness 1/4 t of Z 2202の規定に準拠してVノッ each steel plate to JISZ2202, it collects a チ試験片を採取し、JIS Z 22 V-notch test piece, it is based on a normal of 42の規定に準拠して、シャルピー JISZ2242, it implements a Charpy impact test, it 衝撃試験を実施し、破面遷移温 required for fracture transition temperature vTrs.

[0035]

The obtained result is shown in Table 3.

[0036]

[TABLE 1]

_	-;	_	:	1		, -		-	т-		, –			γ						.					_
	Pca	0.19	0.18	0.20	0. 25	0. 22	0.25	0.24	0.25	0.24	0.21	0.24	0.21	0.22	0.23	0.23	0.21	0.23	0.19	0.31	0.24	0.25	0.24	0.28	
	. WEW							0.006					900.0			1		0.004					 	-	
	Ç3						i	0.002			0.002		1	I					0.005				0.019 0.25 2.12 0.010 0.0015 <u>0.037</u> 0.035 0.67 0.99 0.47 0.012 0.040 0.38		
	Mo				0.40	1	0.49	0.48	0.55	0.46		0.44		0.49	0.44	0.43	0.20	0.31	0.49	0.31	0.38	0.38	0.38	0.38	
	>														0.015	0.040					0.040	0.040	0.040	0.040	
s s %)	Ţ				0.013	0.011	0.011	0.002	0.010		0.011	0.011	0.012	0.013	I	0.012	0.011	0.012	0.013	0.012	0.012	0.012	0.012	0.012	
(ma	در				0.51	0.51	0.49	0.51	0.48	0.51	0.50	0.53	0.53	0.48	0.50	0.50	0.52	0.52	0.50	0.51	0.47	0.47	0.47	0.47	
	ž	!			0.85	0.97	0.79		1	0.77	0.84	0.65	0.76	1. 22	0.59	0.64	0.75	0.80	0.55	0.92	0.99	0.99	0.99	0.99	
#	ng.				0.70	0.56	0.68	0.67	0.46	0.63	0.55	0.52	09 .0	0.25	0.68	0.65	99.0	0.47	0.46	0.52	0.67	0.67	0.67	0.67	
段	AI	!			0.034	0.039		0.032	0.037	0.032	0.034	0.039	0.034	0.033	0.034	0.033	0.038	0.033	0.037	0.032	0.035	0.035	0.035	0.035	27.00
₽	8	0.0030	0.0033	0.0041	0.0020	0.0019	0.0024	0.0018	0.0018	0.0019	0.0025	0.0021	0.0019	0.0023	0.0025	0.0020	0.0018	0.0023	0.0019	0.0022	0.0022	0.0022		0.010.0	11. 115.11
ħ	₽ R	0.072	0.055	0.046	0.040	0.045	0.042	0.048	0.047	0.040	0.049	0.040	0.036	0.044	0.042	0.046	0.043	0.049	0.038	0.049	0.004	0, 105	0.037	0.048	.007-000
	s	0.0010	0.0020	0.0020	0.0015	0.0020	0.0016	0.0015	0.0017	0.0015	0.0017	0.0016	0.0017	0.0016	0.0017	0.0016	0.0017	0.0018	0. 0021	0.0017	0.0015	0.0015	0.0015	0.0015	1204N: /E
	ď	0.01	0.01	0.01	0.003	0.010	0.008	0.010	0.011	0.011	0.010	0.011	0.009	0.011	0.011	0.011	0.008	0.011	0.010	0.010	0.010	0.010		0.010	M= /201C.
	r W	2.80	2.80	2.90	2.27	2. 21	2. 10	12.21	2.50	2.11	1.95	2.11	2.15	1.80	1. 79	1.83	1. 93	1.83	1.30	3.53	2.01	2. 11	2. 12	1.98	57/30+
	Si	0.42	0.38	0.38	0.23	0.26	0.21	0.29	0.28	0.24	0.28	0.26	0.23	0.28	0.25	0.25	0.29	0.23	0. 23	0. 29	0.28	0.23	25	0. 28	Prmaf
	O	0.020	0.020	0.020	0.021	0.018	0.017	0.020	0.024	0.016	0.020	0.019	0.017	0.015	0.017	0.015	0.003	-+	\rightarrow	0.021	0.017	0.020		0.020	Present (1.30 - 1.10 0.0013 0.048 0.010 0.035 0.67 0.99 0.47 0.012 0.040 0.38
er 2		∢	6 0	ပ	۵	ш	ш.	g	Ξ		7	×	-1	Σ	z	0	۵	0	œ	S	⊢	ם	>	≥	

cm=C+Si/30+Mn/20+Cu/20+Ni/60+Cr/20+Mo/15+V/10+

JP2004-84019-A



鋼 No: Steel No

化学成分: Chemical component

[0037]

[0037]

【表2】

[TABLE 2]



鋼板 No.	MNo.	Ar. 変態 点	スラブ厚		AME	田延	極草			
no.		,a		加熱温度	950 ~1250 ででの圧下 建	Ar. 安應点	E延終 了温度	平均冷却速度	冷却停止温度	
		(°C)	(m)	(°C)	(%)	での圧下等(%)	(%)	(°C/s)	(°C)	(ma)
1	Α	694	107	1150	30	80	850	40, 0	350	15
2	В	699	100	1150	68	50	800	41, 0	370	16
3	С	687	94	1150	68	50	800	38, 0	300	15
4	D	676	219	1150	68	50	800	18, 0	400	35
5	Ε	676	100	1150	68	50	800	32. 8	320	16
6	F	694	125	1150	68	60	800	35, 5	330	16
7	G	729	100	1150	68	50	800	37, 7	270	16
8	н	708	100	1150	68	50	800	35, 0	350	16
9	ı	695	100	1150	68	50	800	31, 6	340	16
10	J	703	100	1150	68	50	800	37. 0	25	16
11A	K	701	100	1150	68	50	800	31, 5	250	16
11B			40	1150	20	50	800	29. 5	270	16
11C			100	1150	76	33, 3	800	28, 8	360	16
110			188	1150	68	50	800	20.0	330	30
11E	!		56	1150	68	<u>10</u>	800	33. 2	310	16
11F			100	1150	68	50	800	3.5	220	16
12	L	693	100	1150	68	50	800	32. 2	400	16
13	М	695	114	1150	30	80	800	34, 3	210	16
14	N	728	100	1150	68	50	800	34, 9	350	16
15	0	718	100	1150	68	50	800	34.1	330	16
16	<u>P</u>	711	100	1150	68	50	800	35, 3	200	16
17	<u>Q</u>	708	100	1150	68	50	800	33, 5	400	16
18	<u>R</u>	767	100	1150	68	50	800	36, 7	350	16
19	<u>s</u>	581	100	1150	68	50	800	31. 9	330	16
20	<u> </u>	690	100	1150	68	50	800	35, 8	280	16
21	ñ	682	100	1150	68	50	800	35. 2	310	16
22	<u>v</u>	681	100	1150	68	50	800	36. 0	390	16
23	<u>w</u>	691	100	1150	68	50	800	34. 9	390	16

鋼板 No: Steel plate No

鋼 No: Steel No

Ar₃ 変態点: Ar₃ transformation point

JP2004-84019-A



スラブ厚: Slab thickness

熱間圧延条件: Hot rolling condition加熱温度: Heating temperature

950~1250℃での圧下率: Accumulation draft percentage in 950-1250 degree C 950℃未満 Ar₃ 変態点での圧下率: Accumulation draft percentage in a under

950(degree C)-Ar₃ transformation point

圧延後冷却: Cooling after rolling 平均冷却速度: Average cooling rate

冷却停止温度: Cooling-shut-down temperature

板厚: Board thickness

[0038]

【表3】 [TABLE 3]



鋼板 No.	劉No.	超		档		引强	粉姓	傑 考		
NO.		4(=7 (» ?	71511	島状でおうつりイト	Y S	TS	ΕI	ΥR	vTrs	
		面積率	11.17	面積率	1			İ		
		%	911 µ m	(%)	(#Pa)	(WPa)	96	96	(3)	
1	Α	100	14	0	898	1082	17	B3.0	-30	本発明例
2	В	100	12	0	838	985	20	85.0	-35	本発明例
3	c	100	15	0	862	980	19	88. 0	-30	本発明例
4	D	100	10	0	883	1039	17	85.0	-55	本発明例
5	E	100	12	0	948	1083	17	87.6	-40	本発明例
6	F	100	15	0	940	1071	20	87.8	-35	本発明例
1	G	100	14	0	893	1056	18	84.5	-45	本発明例
8	н	99.5	14	0.5	903	1056	17	85.5	-45	本発明例
9	ı	100	12	0	927	1048	17	88.5	-30	本発明例
10	J	100	10	0	943	1065	17	88,5	-50	本発明例
11A	κ	100	12	0	880	1020	17	86.2	-40	本発明例
118		100	25	0	874	1014	18	86.2	26	比較例
110		100	16	0	895	1012	17	88.4	-30	本発明例
11D		100	14	0	867	980	17	88.4	-35	本発明例
11E		100	30	0	907	1025	22	88.5	_35	比較例
11F	<u></u>	100	10	0	709	828_	20	85. 7	-60	比較例
12	L	100	11	0	865	1017	16	85.0	-45	本発明例
13	М	100	10	0	862	1009	17	85. 4	-65	本発明例
14	N	100	12	0	894	1008	18	88.9	-50	本発明例
15	0	100	12	0	908	1042	17	87.2	-50	本発明例
16	<u>P</u>	100	12	0	674	768	18	87.8	-55	比較例
17	<u>o</u>	97.5	15	0	1180	1340	17	88.0	60	比較例
18	<u>R</u>	100	12	0	678	790	19	85. 5	-60	比較例
19	<u>s</u>	100	12	0	1106	1301	15	85.0	20	比較例
20	I	100	12	0	728	863	22	84. 3	- 35	比較例
21	끄	100	10	0	1232	1418	15	86. 9	40	比较例
22	<u>v</u>	100	11	C	706	831	25	84. 9	-100	比較例
23	W	100	12	0	982	1159	17	84.7	45	比较例

鋼板 No: Steel plate No

鋼 No: Steel No 組織: Tissue

ベイニティックフェライト: Bainitic ferrite



面積率: Area ratio

パケットサイズ: Packet size

島状マルテンサイト: Insular martensite

引張特性: Tractive characteristics

靭性: Toughness 備考: Remarks

本発明例: Example of this invention

比較例: Comparative example

[0039]

0 ℃以下のvTrsとを示し、高強 度で高靭性を有する厚鋼板となっ ている。一方、本発明範囲から、 MPa 未満と強度が低く、一方、 C含有量が本発明範囲から高く invention range is 98 Mpa. 外れる比較例(鋼板No. 17)は、 島状マルテンサイトが生成し、母 martensite 材靱性が劣化している。また、Nb 含有量が本発明範囲から低く外 れる比較例(鋼板No. 20)は、引 張強さが98MPa 未満と強度が degraded. 不足し、一方、Nb含有量が本発 明範囲から高く外れる比較例(鋼 板No. 21)は、母材靱性が劣化 している。BもNbと同様である。ま is 98 Mpa. た、950 ℃以上での累積圧下 率が30%未満である比較例(鋼

[0039]

本発明例はいずれも、面積率で9 Each example of this invention is 90 % or more 0%以上のベイニティックフェライ bainitic-ferrite tissue in an area ratio, and it has ト組織で、島状マルテンサイトの the tissue where formation of an insular 生成が抑制された組織を有し、9 martensite was controlled, the tensile strength 80Mpa超えの引張強さと、-2 exceeding 980 Mpa and vTrs below -20 (degree C) are shown, it is highly strong and has become the thick steel plate which has a high toughness.

C含有量が低くはずれる比較例 On the other hand, the tensile strength of (鋼板No. 16)は引張強さが98 Comparative Example (steel-plate No. 16) from which C content dislocates low from this The following and the strength are low and an insular forms Comparative Example (steel-plate No. 17) from which C content dislocates highly from this invention range on the other hand, base-material toughness has

Moreover, the tensile strength of Comparative Example (steel-plate No. 20) from which Nb content dislocates low from this invention range The strength runs short the following, as for Comparative Example (steel-plate No. 21) from which Nb content 板No. 11B)、950 ℃未満か dislocates highly from this invention range on



結晶域)での累積圧下率が30% 未満である比較例(鋼板No. 1 1E)では、vTrsが-20 [°]C超え となり母材靱性が十分でない。ま No. る比較例(鋼板No. 11F)で 強度低下が顕著となる。

らAr₃変態点以上の温度域(未再 the other hand, base-material toughness has degraded.

B is the same as that of Nb.

Moreover, by Comparative Example (steel-plate 11E) whose accumulation た、冷却速度が15℃/s未満であ percentage in the temperature range more than an Ar₃ transformation point (non-recrystallized は、引張強さが980MPa未満と region) is 30 % less, vTrs -20 (degree C) Exceeds from Comparative Example (steel-plate No. 11B) whose accumulation draft percentage more than 950 (degree C) is 30 % less, and under 950 (degree C), and next door base-material toughness is not enough.

> Moreover, strength reduction becomes remarkable in Comparative Example (steel-plate No. 11F) which a cooling rate is less than 15 degrees C/s (tensile strength is less than 980 Mpa).

[0040]

【発明の効果】

以上のように、本発明によれば、 高強度で、破面遷移温度vTrs: 調質厚鋼板が容易にかつ安定し a を奏する。

[0040]

[ADVANTAGE OF THE INVENTION]

As mentioned above, according to this 引張強さTS:980MPa超え級の invention, untempered thick steel plate with high strength which exceeds tensile-strength -20℃以下の高靭性を有する非 TS:980-Mpa and with high toughness which has fracture-transition-temperature vTrs:-20 て製造でき、産業上格段の効果 degrees C or less can manufacture easily and with stability, and there is a particular effect on industry.



THOMSON SCIENTIFIC TERMS AND CONDITIONS

Thomson Scientific Ltd shall not in any circumstances be liable or responsible for the completeness or accuracy of any Thomson Scientific translation and will not be liable for any direct, indirect, consequential or economic loss or loss of profit resulting directly or indirectly from the use of any translation by any customer.

Thomson Scientific Ltd. is part of The Thomson Corporation

Please visit our website:

"www.THOMSONDERWENT.COM" (English)

"www.thomsonscientific.jp" (Japanese)